

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

**DETERMINAÇÃO DA “JANELA DE PROCESSO” DE AUSTÊMPERA DE UM ADI
SEM ADIÇÃO DE ELEMENTOS DE LIGA ATRAVÉS DE ENSAIOS MECÂNICOS E
METALOGRÁFICOS**

**DISSERTAÇÃO À SER SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA
CATARINA PARA A OBTENÇÃO
DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

MARCOS ESTEVAM BALZER

FLORIANÓPOLIS, ABRIL DE 2003

**DETERMINAÇÃO DA “JANELA DE PROCESSO” DE AUSTÊMPERA DE UM ADI
SEM ADIÇÃO DE ELEMENTOS DE LIGA ATRAVÉS DE ENSAIOS MECÂNICOS E
METALOGRÁFICOS**

MARCOS ESTEVAM BALZER

**Esta dissertação será julgada para obtenção do título de
Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais**

**Especialidade Ciência e Engenharia de Materiais e aprovada em sua forma final
pelo Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais**

Prof. Carlos Augusto Silva de oliveira, Dsc. – Orientador

Prof. Alexandre Lago, Dr. Rer. Nat. – Coordenador de Curso

BANCA EXAMINADORA

Prof. Ingeborg Kuhn, Dr. Eng.

Prof. Pedro Amadeo Nanneti Bernardini, Dr. Eng.

Prof. Carlos Enrique Ninõ Bohórquez, Dr. Eng.

**Aos meus Pais Ernani e Marlene,
A minha esposa Palova e
Ao Vinícius, meu filho querido.**

AGRADECIMENTOS

**Ao professor Doutor Carlos Augusto Silva de Oliveira, pelas orientações,
Ao professor Doutor Pedro Bernardini, pelo incentivo em realizar este trabalho,
Aos meus amigos Bublitz, Böge, Jair, Eduardo, José Henrique e Schneider, pela
lealdade, companheirismo e motivação durante o decorrer do trabalho,
Aos funcionários do tratamento térmico, fundição e laboratórios da SOCIESC,
que não mediram esforços em me auxiliar,
Aos meus amigos Rosineide, Francisco, Orlando e Rogério, companheiros de
estudos e viagens a Florianópolis,
As empresas Thyssen e Schulz, pela ajuda concedida na realização de algumas
tarefas,
A SOCIESC e a UFSC, pela oportunidade de realização desse trabalho,
A Deus, por este momento...**

RESUMO

O presente trabalho teve como principal objetivo a determinação da “janela de processo” de austêmpera de um ferro fundido nodular sem adição de elementos de liga, classe FE 4212.

A fusão do ferro fundido nodular foi realizada em forno elétrico a indução e o vazamento em moldes de areia de cura frio. Foram vazados blocos Y cuja área útil apresentou espessura de 22,5 mm dos quais foram obtidos corpos de prova para ensaio de tração, dureza e metalografia.

Na caracterização do ferro fundido nodular bruto de fusão foram analisadas a composição química, a microestrutura e as propriedades mecânicas de tração e dureza. Não evidenciou-se desvios significativos na composição química, porém a microestrutura apresentou heterogeneidades tanto na matriz quanto na contagem e distribuição dos nódulos, acarretando alterações nos valores previstos de resistência mecânica para um FE 4212.

No tratamento térmico de austêmpera foram fixadas as temperaturas de austenitização (900°C) e de patamar (370°C). Os tempos de austêmpera variaram em intervalos de 3 minutos até completar 15 minutos. Após, variaram em intervalos de 15 minutos até completar 225 minutos.

Após o tratamento térmico foram realizadas as caracterizações mecânicas, microestruturais e fractográficas, que levaram a determinação da “janela de processo”. O ensaio de tração mostrou que os resultados dos limites de resistência e de escoamento e o alongamento indicam uma “janela de processo” entre 15 e 210 minutos de austêmpera. Já os resultados do ensaio de dureza não foram determinantes, por apresentarem grande oscilação. As micrografias mostraram durante a “janela de processo” uma matriz totalmente ausferrítica. Já as fractografias mostraram durante este período a predominância do mecanismo de microcavidades.

Palavras-chave: ferro fundido nodular, austêmpera, janela de processo.

ABSTRACT

The aim of this work is to establish a “window” for austempering FE 4212 ductile iron, without alloying.

Melting of the above-mentioned material was carried out using an induction furnace and pouring was accomplished in cold box moulds. Y block specimens, with 22,5 mm in thickness, were obtained from as-casting specimens. From austenitizing at 900 °C, some samples were austempered using landing temperature of 370°C, for times which varied from 3 to 15 minutes – interval of 3 minutes – and from 30 to 225 minutes - interval of 15 minutes.

Tensile tests, hardness measurements and fractography analysis were performed for characterization of the mechanical properties and scanning electron microscopy (SEM) and optical microscopy (MO) were used for microstructural analysis, both of the as-casting and the austempered samples.

For as-casting samples, heterogeneities both in matrix and noduli were observed, resulting in a strong effect on mechanical properties of the FE-4212 ductile iron.

Results pointed out for FE-4212 ductile iron “a process window” when austempering temperatures between 15 and 210 minutes are used. The materials heat treated using these conditions showed microcavit type fracture. Best results in terms of elongation and yield resistance were obtained using such a austempering conditions. A great variation on the hardness of specimens heat treated inside the “process window” was verified due to an austenitic-ferritic matrix.

Keywords: ductile iron, austempering, process window.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

AGRADECIMENTOS	i
RESUMO	ii
ABSTRACT	iii
ÍNDICE DE ASSUNTOS	iv
ÍNDICE DE TABELAS	vi
ÍNDICE DE FIGURAS	vii
1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 HISTÓRICO DO ADI.....	4
2.2 APLICAÇÕES DO ADI	5
2.3 VANTAGENS E LIMITAÇÕES NO USO DO ADI.....	7
2.4 CLASSIFICAÇÃO DO ADI.....	9
2.5 GENERALIDADES DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES	11
2.5.1 INOCULAÇÃO E NODULARIZAÇÃO.....	14
2.5.2 MORFOLOGIA DA GRAFITA.....	16
2.6 TRATAMENTO TÉRMICO DE AUTÊMPERA.....	17
2.6.1 REAÇÃO DE AUSTÊMPERA.....	17
2.6.2 CINÉTICA DE TRANSFORMAÇÃO.....	21
2.6.3 JANELA DE PROCESSO.....	22
2.6.4 TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA.....	26
2.6.4.1 TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO.....	26
2.6.4.2 TEMPO DE AUSTENITIZAÇÃO.....	28
2.6.4.3 VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO.....	28
2.6.4.4 TEMPERATURA DE AUSTÊMPERA.....	31
2.6.4.5 TEMPO DE AUSTÊMPERA.....	33
2.6.4.6 COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	34

3. METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	38
3.1 METODOLOGIA.....	38
3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	39
3.2.1 CONDIÇÕES INICIAIS.....	39
3.2.2 MOLDAGEM.....	39
3.2.3 FUSÃO DA LIGA.....	40
3.2.4 ANÁLISE QUÍMICA DAS MOEDAS.....	41
3.2.5 USINAGEM DOS CORPOS DE PROVA DE TRAÇÃO.....	41
3.2.6 TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA.....	42
3.2.7 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	43
3.2.7.1 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	43
3.2.7.3 ENSAIO DE DUREZA.....	43
3.2.8 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	43
3.2.8.1 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA.....	43
3.2.8.2 ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	44
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	45
4.1 CARACTERIZAÇÃO DO FERRO FUNDIDO NODULAR BRUTO DE FUSÃO.....	45
4.1.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA	45
4.1.2 MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	46
4.2 ENSAIOS MECÂNICOS E METALOGRÁFICOS APÓS TRATAMENTO TÉRMICO.....	55
5.CONCLUSÕES	68
6.SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	71
7.REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	72

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 - Especificação do ADI segundo norma ASTM 897 M.	09
Tabela 2.2 - Especificação do ADI segundo a norma JIS G5503.	10
Tabela 2.3 - Composição química recomendada para um ferro fundido nodular perlítico.	13
Tabela 2.5 - Composição básica de um ADI.....	34
Tabela 2.6 - Principais elementos de liga adicionados no ADI.....	34
Tabela 2.7 - Principais elementos residuais do ADI.....	34
Tabela 4.1 - Composição química do ferro fundido nodular bruto de fusão.....	45
Tabela 4.2 - Resultados dos ensaios de tração e dureza do material bruto de fusão.....	46
Tabela 4.3 - Caracterização metalográfica do material bruto de fusão	49
Tabela 4.4 - Resultados do ensaio de tração dos corpos de prova austemperados.....	56

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 -	(a) engrenagens de distribuição de tratores; (b) suporte de feixe de molas de caminhões da Mercedes Bens.....	6
Figura 2.2 -	Comparação do índice peso/resistência entre o ADI e outras ligas ferrosas e alumínio forjado e fundido.....	8
Figura 2.3 -	Diagramas ferro-carbono estável e meta-estável sobrepostos.....	12
Figura 2.4 -	Diagrama de Henderson.....	13
Figura 2.5 -	Esquema do crescimento da ferrita acicular a partir do contorno de grão da austenita, formando regiões com austenita de alto carbono.....	18
Figura 2.6 -	Diagrama de fases ferro-carbono mostrando a linha de contorno da reação metaestável e as temperaturas de início e final de transformação martensítica.....	19
Figura 2.7 -	Seção do diagrama ferro-carbono mostrando a reação metaestável e diagramas de energia livre representando o processo de austêmpera.....	20
Figura 2.8 -	Transformação da austenita durante a austêmpera do ADI, apresentando os dois estágios da reação de austêmpera.....	23
Figura 2.9 -	Representação esquemática da concentração de austenita de alto carbono em função do tempo de austêmpera, apresentando os dois estágios da reação e a “janela de processo”.....	24
Figura 2.10 -	Representação esquemática do tempo de austêmpera nas transformações microestruturais e no alongamento durante a austêmpera.....	25
Figura 2.11 -	Ciclo de tratamento térmico de austêmpera para obter-se o ADI.....	26
Figura 2.12 -	Influência da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas do ADI.....	27
Figura 2.13 -	Gráfico esquemático mostrando o efeito da velocidade de resfriamento na reação de austêmpera.....	29

	Influência dos elementos de liga no diâmetro máximo para se obter uma microestrutura austemperada em função da temperatura de austêmpera.....	30
Figura 2.14 -		
Figura 2.15 -	Esquema das reações que se produzem durante a austêmpera de um ferro fundido nodular em altas temperaturas.....	31
Figura 2.16 -	Esquema das reações que se produzem durante a austêmpera de um ferro fundido nodular em baixas temperaturas.....	32
Figura 2.17 -	Influência da temperatura de austêmpera nas propriedades mecânicas do ADI. (a) limite de resistência; (b) dureza; (c) alongamento.....	33
Figura 3.1 -	Medidas do modelo utilizado para a produção dos blocos Y.....	39
Figura 3.2 -	Esquema do corte feito nos blocos Y.....	41
Figura 3.3 -	Região de onde foram retirados os corpos de prova de tração, dureza e metalográfico.....	42
Figura 4.1 -	Micrografias da superfície do ferro fundido nodular bruto de fusão.....	50
Figura 4.2 -	Micrografias do meio do raio do ferro fundido nodular bruto de fusão.....	50
Figura 4.3 -	Micrografias do núcleo do ferro fundido nodular bruto de fusão.....	51
Figura 4.4 -	Grau de nodularização e número de nódulos/mm ² na superfície, no meio do raio e no núcleo da área útil do bloco Y do ferro fundido nodular bruto de fusão.....	51
Figura 4.5 -	Quantidade de microconstituintes da matriz na superfície, no meio do raio e no núcleo da área útil do bloco Y do ferro fundido nodular bruto de fusão.....	51
Figura 4.6 -	Variação dos limites de resistência e escoamento em função do tempo de austêmpera.....	57
Figura 4.7 -	Variação do alongamento em função do tempo de austêmpera.....	58
Figura 4.8 -	Variação da dureza em função do tempo de austêmpera.....	58
Figura 4.9 -	Micrografias das amostras austemperadas por 3 minutos.....	ix
Figura 4.10 -	Aspectos da fratura das amostras austemperadas por 3 minutos.....	59
Figura 4.11 -	Micrografias das amostras austemperadas por 150 minutos.....	59
Figura 4.12 -	Micrografias das amostras austemperadas por 150 minutos (MEV).....	60

Figura 4.13 - Aspectos da fratura das amostras austemperadas por 150 minutos.....	60
Figura 4.14 - Micrografias das amostras austemperadas por 225 minutos.....	60
Figura 4.15 - Micrografias das amostras austemperadas por 225 minutos (MEV).....	61
Figura 4.16 - Aspectos da fratura das amostras austemperadas por 225 minutos.....	61

1. INTRODUÇÃO

O tratamento térmico de austêmpera, realizado nos aços desde os anos 30, passou a ser empregado também nos ferros fundidos a partir da década de 60. Atualmente, é utilizado em larga escala em vários países, principalmente nos Estados Unidos e Europa. Suas aplicações envolvem a indústria automobilística, a agricultura, os equipamentos de construção, a indústria ferroviária e componentes de uso geral.

O ferro fundido nodular austemperado, também conhecido como ADI (Austempered Ductile Iron) pode ter a composição básica de um ferro fundido nodular ou a adição de elementos de liga, como o cobre, molibdênio, níquel e outros. A composição do ferro fundido é função da espessura da peça e da profundidade de camada austemperada desejada.

A maior vantagem do uso do ADI é a capacidade de combinação de propriedades mecânicas, tais como, resistência à tração e tenacidade. Tais propriedades são obtidas através do tratamento térmico de austêmpera, que proporciona uma microestrutura ausferrítica (ferrita acicular e austenita estável de alto carbono).

Durante a fusão é importante o controle da composição química, das temperaturas do banho e de vazamento, assim como da inoculação e nodularização, de forma a obter um fundido com nódulos de grafita e matriz que garantam boas propriedades mecânicas após a austêmpera.

No tratamento térmico é fundamental o controle dos parâmetros de processo. A austenitização não pode ser executada em temperaturas muito elevadas e tempos muito longos, pois tem-se um incremento excessivo do teor de carbono da austenita, reduzindo a força motriz para a reação de austêmpera. Da mesma forma, temperaturas muito baixas e tempos muito curtos de austenitização não são suficientes para saturar a austenita com carbono, gerando na

temperatura ambiente uma austenita instável de baixo carbono, comprometendo o rendimento do produto. Já o resfriamento até a temperatura de austêmpera deve ser rápido o suficiente para não gerar gradiente térmico excessivo, causando alterações metalúrgicas, como a formação de perlita ou ferrita pró-eutetóide.

O controle do tempo e temperatura de austêmpera é fundamental para se obter uma microestrutura ausferrítica. Esses são os principais parâmetros que controlam os distintos estágios da reação de austêmpera.

Tal reação ocorre em dois estágios, sendo que no primeiro a austenita se transforma em ausferrita ($\alpha_{\text{acicular}} + \gamma_{\text{alto carbono}}$). No segundo estágio a austenita retida se decompõe em ferrita e carbonetos ($\alpha + \text{Carbonetos}$). A combinação dos maiores valores de propriedades mecânicas ocorre num intervalo de tempo de austêmpera entre o primeiro e o segundo estágio da reação, denominado “janela de processo”.

Tendo em vista o último aspecto citado, o presente trabalho tem por objetivo determinar através de ensaios mecânicos e metalográficos a “janela de processo” de austêmpera de um ferro fundido nodular austemperado sem a adição de elementos de liga, classe 42012. Neste caso, estudou-se os parâmetros de fusão e tratamento térmico da liga, enfatizando o efeito da variação do tempo de austêmpera, sendo que as temperaturas de austenitização e austêmpera foram mantidas fixas.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo será apresentado primeiramente um breve histórico do ADI e as principais aplicações e características (técnicas e econômicas) que fazem deste material uma opção de substituição para outros ferros fundidos, alguns metais não ferrosos e principalmente dos aços forjados, nas mais variadas aplicações. São mencionadas também as principais normas internacionais de classificações do ADI.

A seguir serão apresentadas as características metalúrgicas do ferro fundido nodular, uma breve revisão da teoria de solidificação e precauções na obtenção do fundido, de forma que o produto após o tratamento térmico apresente uma microestrutura ausferrítica, garantindo uma combinação de elevados valores de propriedades mecânicas.

Finalmente são abordados os mecanismos que envolvem a cinética de reação de austêmpera, as variáveis do tratamento térmico e os principais efeitos da composição química sobre a microestrutura e propriedades mecânicas do ADI.

2.1 Histórico do ADI

As primeiras aplicações comerciais do ADI ocorreram em 1972, embora o tratamento térmico de austêmpera tenha sido desenvolvido nos anos 30 a partir de pesquisas conduzidas por Bain et al sobre transformações isotérmicas nos aços [KEOUG et al, (2000)].

As investigações sobre as aplicações do ADI iniciaram na década de 70, na General Motors e nos estudos de Johansson, na Finlândia, objetivando fabricar engrenagens em ferro fundido nodular, inicialmente temperadas e revenidas. Os estudos mostraram que no estado austemperado, o ferro fundido nodular apresentava propriedades mecânicas superiores a qualquer outro tratamento [TARTERA et al, (1985)].

Em 1976 foram instaladas em quatro mil automóveis Pontiac conjuntos de engrenagens em ADI, recebendo em 1977 o prêmio de o melhor projeto em fundição. Por outro lado, Bevan e Scholz, nos Estados Unidos, estudaram o efeito do molibdênio nas curvas de transformação durante o resfriamento contínuo do ferro fundido nodular.

Contemporaneamente, Vigneron, Schissles e Faivre, na França, estudaram as transformações das ligas ferro-carbono-silício. A partir de então numerosos investigadores na Checoslováquia, China, Itália, Estados Unidos, Alemanha, Suíça, etc. aprofundaram-se no tema, já tendo sido realizadas duas conferências dedicadas exclusivamente ao ADI [TARTERA et al, (1985)].

A partir dos anos 80 uma série de empresas e instituições vem desenvolvendo pesquisas em ADI, o que tem proporcionado um crescimento com qualidade, já sendo conhecido o efeito de um grande número de fatores relacionados com a sua produção [SETTI et al, (1995)].

Atualmente, o ADI vem sendo utilizado na indústria automobilística, na agricultura, em equipamentos para construções, em armamentos, na indústria ferroviária e em componentes de uso geral. Embora não hajam dados oficiais, estima-se que a produção mundial de nodular austemperado, em 1991, foi de 50.000 toneladas [CARMO et al, (2001)].

2.2 Aplicações do ADI

O principal campo de aplicações do ADI é o de substituição dos aços forjados, muito embora outros materiais tais como fundidos em aços e ferro fundido nodular convencional também possam ser substituídos por ele. Capaz de oferecer uma ampla faixa de propriedades mecânicas, tais como resistência a tração de 80.000 até 200.000 psi, os fundidos em ADI podem ser úteis para aplicações que requerem elevada resistência e dureza, ou considerável resistência ao desgaste [KEOUGH et al, (2000); VACCARI, (1989)].

A General Motors em um trabalho de cooperação com a Central Foundry Div (CFD) de Saginaw, Michigan, e com a Pontiac Motor Div, substituiu anéis hipóides e pinhões de carros de tração traseira forjados em aço carbono por ADI. A mudança para engrenagens fundidas permitiu uma economia total de energia de 50%. Na usinagem, proporcionou maiores velocidades de avanço da ferramenta e reduziu o peso das engrenagens em cerca de 10%, bem como o ruído de funcionamento em 14%.

Além das engrenagens, tal parceria desenvolveu também dispositivos de acoplamentos do sistema de direção de caminhonetes com tração nas quatro rodas, árvore de manivelas, eixos de cames, hastes de transmissão e peças de suspensão [VACCARI (1989)].

A Ford e a Chrysler desenvolveram também diversas aplicações em ADI que substituem os aços forjados, entre as quais destacam-se: eixos de cames, suportes de transmissão de chassis e engrenagens de diferencial, coroas, pinhões, etc.

A empresa Kymi Kymmene Metall, na Finlândia, utilizou o ADI em várias aplicações, que incluem engrenagens de caixas de câmbio em geral, para acionamento de laminadores *rolling mill drives*, para fornos de cimento e de calcinação e máquinas para silvicultura.

A Van de Wiele, na Bélgica, desenvolveu engrenagens e cames em ADI para teares de veludo e carpetes que antigamente eram fabricados em aço e em múltiplas peças [VACCARI, (1989)].

Um dos empregos com grande potencial para o ADI é em virabrequins. Empresas como a Wagner Co, nos Estados Unidos, e Sulzer Brothers, na Suíça, desenvolveram eixos virabrequins para condicionadores de ar e refrigeradores [CARMO et al, (2001)].

Além das já mencionadas destacam-se ainda aplicações do ADI em equipamentos de mineração, terraplanagem, construção e componentes da indústria ferroviária, dos quais pode-se citar: proteção para caixa de transmissão de tratores; tampas de proteção de carcaças de pinos truques; chapa moedora para moinho de disco; guia para esteira de trator; dentes para equipamentos de escavação e terraplanagem; carcaças para marteletes pneumáticos; grampos para ferrovias; berços para motores diesel; caixas de mancais; braços para máquinas de manutenção de vias férreas; capas para mancais utilizados em vagões de cargas nos Estados Unidos [VACCARI, (1989); HARDING, (1993)].

A Figura 2.1 mostra exemplos de engrenagens de distribuição de tratores fundidas e austemperadas na SOCIESC (Joinville-SC) e suportes de feixe de molas da Mercedes Bens do Brasil, fundidos na Metalúrgica Riosulense (Rio do Sul-SC) e austemperadas na SOCIESC.

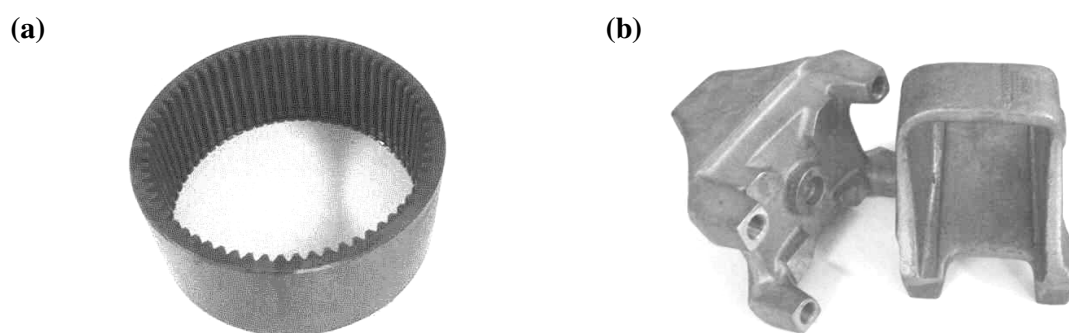


Figura 2.1 – (a) Engrenagem de distribuição para tratores; (b) suporte de feixe de molas para caminhões pesados.

2.3 Vantagens e limitações no uso do ADI

O ADI possui uma microestrutura que promove elevados valores de resistência mecânica, ductilidade, resistência ao impacto e resistência ao desgaste. Esta combinação de elevados valores de propriedades mecânicas é que fazem do ADI um material vantajoso em relação aos demais.

Comparado com outros materiais de aplicação similar, tais como os aços forjados de baixa resistência, o ADI apresenta muitas vantagens técnicas. Por exemplo, para uma resistência de 700-900 MPa, o ADI apresenta uma ductilidade cinco vezes superior a de um ferro fundido nodular convencional. As propriedades de tração tornam-se ainda mais atrativas quando se considera que o ADI é 10 % menos denso que o aço [CARMO et al, (2001)].

A menor densidade do ADI o torna competitivo até mesmo com ligas leves, considerando-se a relação peso/resistência. A Figura 2.2 mostra um comparativo utilizando o índice peso/resistência entre o ADI e alumínio fundido e forjado, além de outros ferros fundidos e aços forjados ou tratados termicamente [KEOUGH et al, (2000)].

A presença da grafita esferoidal faz com que o ADI apresente outras vantagens técnicas, entre as quais destacam-se a excelente usinabilidade antes da austêmpera (gerando aumento de produção com menor desgaste de ferramentas), capacidade de amortecimento e menor nível de ruído durante o uso [VACARI, (1989)].

Destacam-se entre as vantagens econômicas do ADI, o menor custo da matéria prima para obtenção do ferro fundido nodular em comparação com os aços e a economia de energia na sua fabricação quando comparado com um aço forjado, recozido, temperado e revenido. Além disso, o processo de fundição permite a obtenção de produtos muito próximos das dimensões finais, sendo que os custos dos modelos de fundição são bem mais reduzidos quando comparados com as matrizes de forjaria [CARMO et al, (2001); VACARI, (1989)].

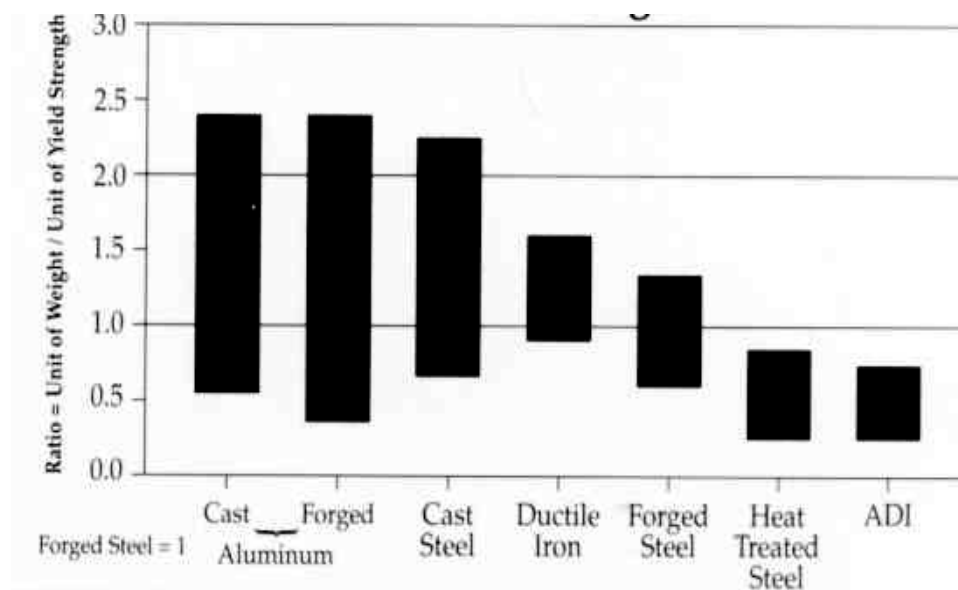


Figura 2.2 – Comparação do índice peso/resistência entre o ADI e outras ligas ferrosas e o alumínio forjado e fundido [KEOUGH et al, (2000)].

As principais limitações ao uso do ADI são: a baixa usinabilidade no estado austemperado; o módulo de elasticidade que é aproximadamente 20% inferior aos aços forjados, fazendo com que componentes em ADI tenham maior deformação elástica que os aços nas mesmas condições. A baixa temperabilidade do ferro fundido também, limita o tamanho das peças que podem ser obtidas em ADI [DORAZIL et al, (1991); GREGH et al, (1991); KOBAYASHI et al, (1991)].

O uso do ADI em temperaturas de serviço elevadas poderá resultar em perdas de propriedades mecânicas. Isso ocorre porque o ADI desenvolve suas propriedades pelo tratamento isotérmico entre 235 e 400°C. Temperaturas de uso acima do patamar isotérmico podem provocar mudanças microestruturais [CARMO et al, (2001)].

2.4 Classificação do ADI

Até 1991 existiam nove especificações para o ADI, porém somente o Japão e os Estados Unidos possuíam especificações normalizadas. As demais são especificações de associações de fundidores, institutos de pesquisas e empresas [CARMO et al, (2001)].

Segundo CHRIST, (1991), a norma americana ASTM A897M teve sua origem numa proposta apresentada pela Ductile Iron Society (DIS) e é hoje utilizadas em âmbito nacional nos Estados Unidos e outros países. Já a JIS G5503 é uma especificação japonesa, também utilizada por outros países.

As especificações do ADI baseiam-se nos ensaios de impacto, dureza e tração (limites de resistência e de escoamento e alongamento). O alongamento e a resistência a tração são as propriedades mais influenciadas pelo processo de fabricação da peça. Efeitos como a segregação de elementos de liga, microestrutura apresentando outros microconstituintes além da ausferrita e o tratamento térmico realizado em tempos ou temperaturas fora do estabelecido para obtenção do ADI afetam significativamente estas propriedades [CHRIST, (1991)].

As tabela 2.1 e 2.2 apresentam as especificações normalizadas dos Estados Unidos e do Japão, respectivamente [CARMO et al, (2001); CHRIST, (1991)].

Tabela 2.1: Especificação para o ADI segundo a norma ASTM 897M (1990).

Classe	Propriedades mínimas especificadas				Dureza**
	LR (MPa)	LE (Mpa)	A (%)	I (J) *	(HB)
1	850	550	10	100	269 – 321
2	1050	700	7	80	302 – 363
3	1200	850	4	60	341 – 444
4	1400	1100	1	35	388 – 477
5	1600	1300	-	-	444 - 555

(*) Média dos três valores mais altos de uma série de quatro testes realizados a temperatura ambiente.

(**) Os valores são apenas indicativos.

Tabela 2.2 – Especificação para o ADI segundo norma JIS G5503 Japão – 1995.

Classe	Propriedades mínimas especificadas			Dureza mínima recomendada*
	LR (Mpa)	LE (MPa)	A (%)	Dureza (HB)
FCD 900-4	900	600	4	-
FCD 900-8	900	600	8	-
FCD 1000-5	1000	700	5	-
FCD 1200-2	1200	900	2	341
FCD 1400-1	1400	1100	1	401

(*) Poderão fazer parte da especificação, se for acordado entre cliente e fornecedor.

LR – Limite de Resistência a tração

LE – Limite de Escoamento convencional (0,2% de deformação)

A - Alongamento percentual, base de medida igual a 50 mm

I – Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy, corpo de prova 10x10x50 mm sem entalhe

HB – Dureza Brinell

2.5 Generalidades dos ferros fundidos nodulares

A boa qualidade do ferro fundido nodular no estado bruto de fusão é fundamental para as propriedades mecânicas do ADI. Portanto é importante que se conheça os parâmetros metalúrgicos que envolvem o processo de fundição do ferro fundido nodular.

O diagrama ferro-carbono, mostrado na Figura 2.3 apresenta dois eutéticos, provenientes do equilíbrio estável, que forma austenita e grafita (ferro fundido grafítico), e do equilíbrio metaestável, que forma austenita e cementita (ferro fundido branco).

Durante a solidificação, caso o super-resfriamento ultrapassar a temperatura de equilíbrio metaestável, haverá a formação de ferro fundido branco. Caso contrário, haverá a formação de ferro fundido grafítico. Dependendo das condições de inoculação, as grafitas poderão apresentar-se na forma de lamelas (ferro fundido cinzento e vermicular) ou esferas (ferro fundido nodular).

Existem situações em que a solidificação inicia a partir do equilíbrio estável e termina no equilíbrio metaestável, originando o ferro fundido mesclado, ou seja, com microestrutura contendo grafita e cementita [PIESKE et al, (1985)].

A diferença de temperatura entre os dois eutéticos é de 7°C, sendo que alguns elementos químicos chamados de grafitizantes, como por exemplo o silício pode aumentar esta diferença para até 35°C. Este incremento minimiza a tendência ao coquilhamento, ou seja o aparecimento de microestrutura mesclada, favorecendo a formação do ferro fundido grafítico. Outros elementos, tais como o molibdênio, cromo e manganês tem efeito contrário, ou seja, restringem a faixa entre o equilíbrio estável e metaestável, favorecendo a formação de ferro fundido branco [SANTOS et al, (1989)].

Nos ferros fundidos hipoeutéticos a solidificação inicia com a formação de dendritas de austenita de baixo carbono. Com a diminuição da temperatura o líquido remanescente torna-se mais rico em carbono e silício. Após um superesfriamento abaixo da temperatura do eutético estável e acima do metaestável, inicia-se a formação de nódulos de grafita. Tais nódulos são

encapsulados pela austenita. O crescimento dessas células ou grãos eutéticos prossegue até que todo calor latente de solidificação seja liberado, quando a reação se completa.

Nos ferros fundidos hipereutéticos a solidificação é semelhante, com a diferença de que a fase inicialmente formada é a grafita, e como esta é mais rica em carbono, o líquido vai empobrecendo desse elemento até atingir a composição do eutético, solidificando-se então como os ferros fundidos hipoeutéticos.

Nos ferros fundidos eutéticos não existe formação de fase primária. A composição do líquido é sempre a mesma. Ao atingir a temperatura do eutético ocorre a solidificação do metal em austenita e grafita [REIMER, (1985)].

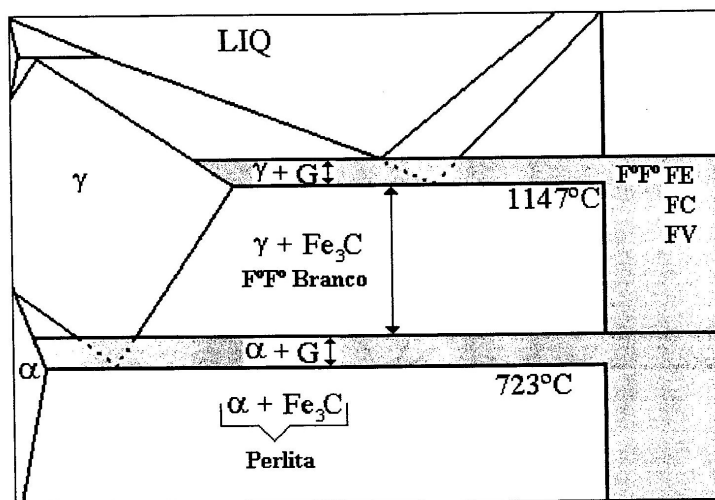


Figura 2.3 – Diagramas ferro-carbono estável e metaestável sobrepostos [NASCIMENTO et al, (1998)].

Durante a solidificação dos ferros fundidos os elementos de liga podem atuar sobre a distribuição dos solutos alterando a atividade de carbono na liga. Existem várias equações que consideram o efeito desses elementos, dando origem ao chamado carbono equivalente. A expressão mais comumente utilizada é mostrada na Equação 2.1, onde o carbono equivalente é obtido da relação entre carbono, silício e fósforo.

$$CE = C(\%) + 1/3Si(\%) + 1/3P(\%) \quad (2.1)$$

A Tabela 2.4 mostra os teores de carbono equivalente recomendados para a formação de um ferro fundido nodular de acordo com a espessura da peça [TRUDEL et al, (1997)]. Os possíveis efeitos de se trabalhar fora da faixa de carbono equivalente recomendada são mostrados no diagrama de Henderson, Figura 2.4 [CHIAVERINI, (1997)].

Tabela 2.4: Porcentagem de carbono e silício no ferro fundido nodular com predominância de matriz perlítica [TRUDEL et al, (1997)].

Espessura	Carbono (%)	Silício (%)	Carbono equivalente (%)
3	3,90	2,9	4,87
6	3,85	2,65	4,73
12	3,70	2,45	4,52
25	3,60	2,35	4,38
50	3,45	2,20	4,18
100	3,40	2,15	4,12

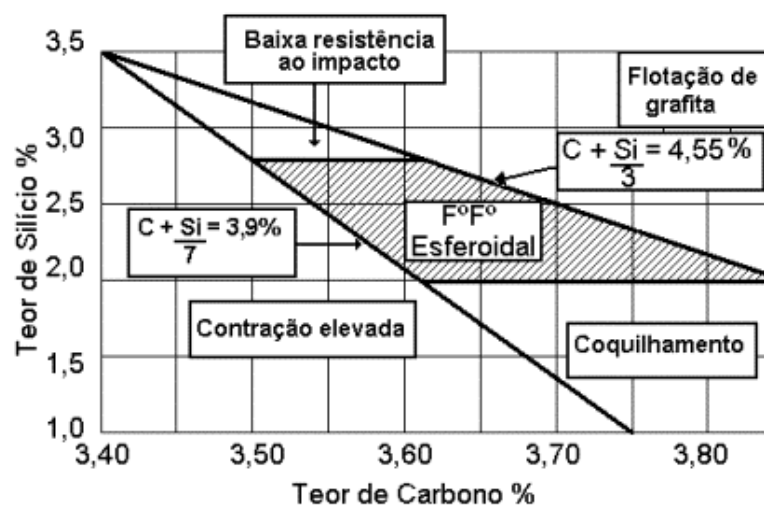


Figura 2.4: Diagrama de Henderson [CHIAVERINI, (1997)].

Os efeitos mostrados na Figura 2.4 estão diretamente relacionados com as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular. O carbono equivalente afeta a temperabilidade do ferro fundido, assim como o número de nódulos, devido a tendência grafitizante do silício [TRUDEL et al, (1997)].

A maior concentração de silício é encontrada junto as dendritas e próxima aos nódulos de grafita (local onde a austenita nucleia durante a solidificação). Na reação de austêmpera do ADI o silício diminui a solubilidade e aumenta a difusão de carbono para austenita, acelerando o crescimento da ferrita [KOVACS, (1991); JAVAID, (1995)].

2.5.1 Inoculação e nodularização

A inoculação se efetua um pouco antes do vazamento do metal através da adição de compostos de função grafitizante. O objetivo da inoculação é de promover a formação de grafita na solidificação dos ferros fundidos, isto é, diminuir o super-resfriamento para a solidificação e, dessa forma, minimizar a tendência ao coquilhamento [SANTOS et al, (1989)].

Existe um grande número de inoculantes, sendo que para ferros fundidos nodulares utilizam-se geralmente 0,5 a 1,0% de Fe-Si (75% de silício) ou 0,3 a 0,6% de inoculantes que contém estrôncio, bário ou cério, considerados mais eficientes.

Na prática, normalmente o metal líquido é transferido para uma panela de tratamento até que ocupe 2/3 de seu volume. A seguir o inoculante é adicionado juntamente com o restante do metal que está sendo vazado [SIEGEL et al, (1981)].

Um outro parâmetro importante é o tempo de solidificação do metal. Caso este tempo seja excessivo ocorrerá a perda de eficiência do inoculante, fenômeno denominado de “fadiga do inoculante”. Esse fenômeno traz como consequência o aumento do super-resfriamento necessário para solidificação e a redução do número de células eutéticas (considerando que elas crescem a

partir dos nódulos de grafitas), aumentando a tendência à formação de carbonetos eutéticos na estrutura [SANTOS et al, (1989); PIESKE et al, (1985)].

A granulometria do inoculante deve ser controlada, pois as partículas devem ser suficientemente pequenas para que se dissolvam rapidamente, e grandes bastante para que não se oxidem ou flutuem antes que tenham se dissolvido totalmente [SANTOS et al, (1989)].

Quando o banho metálico é aquecido a temperaturas muito elevadas ou permanece muito tempo em temperatura de fusão o super-resfriamento necessário para solidificação torna-se maior. Isso faz com que o fundido tenda a resfriar-se no sistema metaestável, formando cementita na microestrutura [SIEGEL et al, (1981)].

A nodularização, ou seja, formação de grafita em nódulos é realizada antes da inoculação, através da adição de elementos tais como magnésio, cério e cálcio ao banho metálico, sendo o primeiro elemento, o mais utilizado. Os nodularizantes aumentam a tensão superficial e a energia de interface grafita/metálico, favorecendo o crescimento da grafita na forma nodular. A ação dos elementos nodularizantes é de provocar um aumento da tensão superficial e da energia de interface grafita/metálico, favorecendo assim a formação de grafita nodular.

É importante o controle da quantidade de nodularizante adicionada, de forma que os teores residuais de magnésio não ultrapassem 0,08%. Quando se excede este limite pode ocorrer a formação de carbonetos durante a solidificação, além da formação de grafitas degeneradas, do tipo “spiky”. Por outro lado, não se deve ter quantidade insuficiente de nodularizante pois, pode-se obter grafita não-nodular [SANTOS et al, (1985)].

2.5.2 Morfologia da grafita

A microestrutura do ferro fundido nodular para formar o ADI deve possuir matriz de acordo com a classe de ferro fundido nodular escolhida e os nódulos devem ser perfeitamente esféricos e homogeneamente distribuídos em tal matriz. Em alguns casos pode ocorrer o aparecimento de grafitas com formas indesejáveis (como degeneradas, lamelares, etc.), carbonetos eutéticos (devido ao baixo super-resfriamento térmico), inclusões (provenientes da fusão) e defeitos de superfície (tais como microrrechupes e porosidades) [CARMO et al, (2001); MELO et al, (1992)].

A forma irregular da grafita pode ser ocasionada pelo baixo nível de nucleação, que pode ser resultado de prática inadequada de inoculação, de um prolongado tempo de manutenção do banho em alta temperatura ou de um teor de magnésio ligeiramente baixo que além de formar grafita irregular proporciona também o aparecimento de grafitas vermiculares. Tal fato não ocorre em seções mais finas, pois a solidificação mais rápida resulta em um elevado número de nódulos e inibe o crescimento de grafita vermicular. Em seções mais espessas pode aparecer uma grafita fina denominada “Chunk”, resultando numa drástica redução no alongamento e resistência ao impacto [SANTOS et al, (1989)].

Peças com espessura superior a 25 mm devem possuir número de nódulos/mm² em torno de 150 e grau de nodularização em torno de 85%. Peças com espessura inferior a 25 mm o número de nódulos /mm² deve ser superior a 150 e o grau de nodularização superior a 95%. Entende-se por grau de nodularização o percentual de grafitas esféricas, calculado a partir do número de nódulos/mm² [CARMO, et al., 2001; KEOUGH, 1991].

2.6 Tratamento térmico de austêmpera

O ADI é denominado por vários autores de ferro fundido nodular ausferrítico e sua microestrutura recebe a denominação de ausferrita (austenita + ferrita), embora muitas publicações ainda utilizem o termo bainita. Tal confusão é gerada porque a reação de austêmpera dos ferros fundidos ocorre de maneira similar aos aços, diferenciando-se apenas na sua cinética [CARMO et al., (2002); KEOUGH, (1991)].

Antes de discorrer sobre os principais parâmetros do tratamento térmico é importante entender os mecanismos que envolvem a cinética dos dois estágios da reação de austêmpera dos ferros fundidos nodulares.

2.6.1 Reação de austêmpera

No primeiro estágio, a austenita rica em carbono se transforma em ferrita acicular, conforme a Reação 2.1. O crescimento da ferrita acicular faz com que a austenita remanescente se enriqueça de carbono, devido a diferença de solubilidade dos dois microconstituintes.



O crescimento ocorre simultaneamente com a difusão do carbono para a austenita, conforme mostra a Figura 2.5. A medida que a austenita enriquece de carbono, vai-se inibindo a formação das agulhas de ferrita até cessar a transformação. Ao término do primeiro estágio da reação têm-se uma microestrutura formada por ferrita acicular e austenita de alto carbono [TARTERA et al, (1985)].

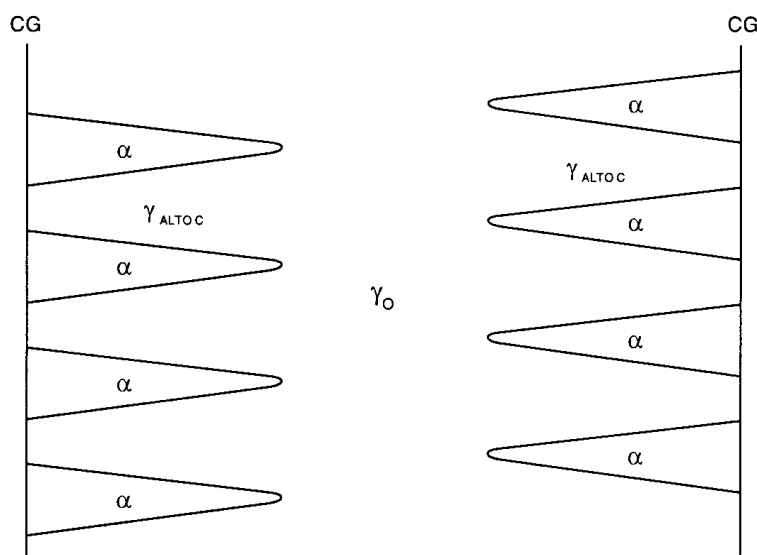


Figura 2.5 – Esquema do crescimento da ferrita acicular a partir do contorno de grão na austenita, formando regiões com austenita de alto carbono [CARMO et al, 2001].

A Figura 2.6 mostra o diagrama de equilíbrio ferro-carbono. Observa-se uma linha tracejada a partir do campo austenítico, evidenciando uma reação metaestável ($\gamma \rightarrow \alpha_{\text{acicular}} + \gamma_{\text{alto carbono}}$) na temperatura de austêmpera (230-400°C). Observa-se também que as linhas tracejadas M_s e M_f (início e final de transformação martensítica) tendem a decrescer para temperaturas abaixo da ambiente, podendo chegar a temperaturas inferiores a -120°C.

A austenita de alto carbono obtida em tais condições é portanto, termicamente estável. Através desta figura é possível estimar a concentração de carbono na austenita durante a austenitização, assim como a concentração de carbono da ferrita e da austenita durante a austêmpera.

A adição de silício na liga retarda a formação dos carbonetos, fazendo com que o carbono, durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ (austenita \rightarrow ferrita) se particione, enriquecendo a austenita e estabilizando-a [CARMO et al, (2001); SIKORA et al, (1991)].

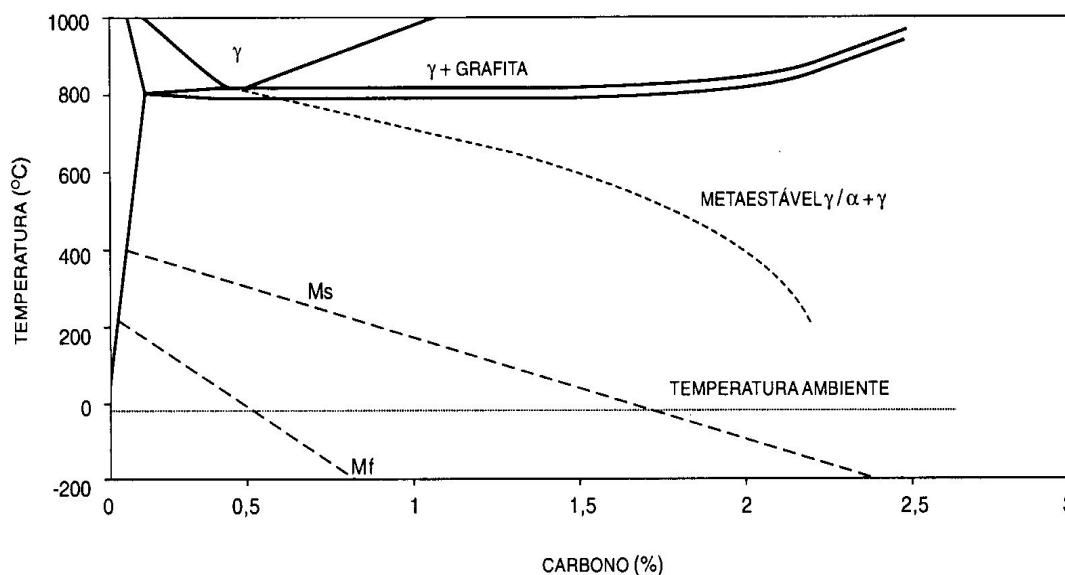


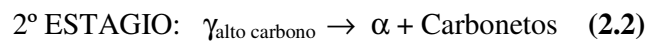
Figura 2.6 – Diagrama de fases ferro-carbono-silício, mostrando a linha de contorno da reação metaestável e a temperatura de início e fim de transformação martensítica [CARMO et al, (2001)].

A Figura 2.7 mostra uma seção do diagrama de equilíbrio ferro-carbono com as respectivas variações de energia livre durante todos os estágios na reação de austêmpera. Na parte superior observa-se duas linhas tracejadas a partir dos campos ferrítico e austenítico que permitem prever a concentração de carbono dos microconstituintes nas distintas etapas do tratamento térmico. Na parte inferior estão representadas as curvas de energia livre da ferrita, austenita e carbonetos.

Conforme já comentado, o silício atrasa a formação dos carbonetos. Desta forma haverá uma forte tendência ao equilíbrio metaestável, ou seja, a formação de ferrita e austenita, definido pela tangente às curvas de energia livre da ferrita e da austenita (Figura 2.7).

O processo de austêmpera inicia-se a partir da peça austenitizada na temperatura T_γ (Figura 2.7). Quando a austenita é resfriada até a temperatura de austêmpera (T_a) a energia livre

Com a manutenção do ferro fundido na temperatura de austêmpera ocorre o segundo estágio da reação que diminui a energia livre da liga com a precipitação de carbonetos dentro da austenita, conforme a Reação 2.2. A microestrutura formada pela ferrita, austenita e carbonetos tem menor energia livre (ponto **c**) que a microestrutura formada por ferrita acicular e austenita de alto carbono (ponto **b**) [CARMO et al, (2001)].



Se o tempo de austêmpera se estender demasiadamente, a austenita tende a desaparecer formando uma estrutura mais estável composta de a ferrita e os carbonetos, cuja energia livre é dada pelo ponto **d**. Portanto, na temperatura ambiente, a microestrutura de ausferrita do ADI é mecanicamente e termicamente “estável”, mas termodinamicamente “metaestável” [SIKORA et al, (1991)].

2.6.2 Cinética de transformação

Um modelo desenvolvido para aços de baixa liga foi modificado por THOMSON et al, (2000) para prever a cinética de transformação da reação de austêmpera nos ADI's. A quantidade de ausferrita é expressa como a fração volumétrica normalizada, ξ , que é a máxima fração volumétrica, V_b , determinada pela concentração limite de carbono, dividido pelo volume total. O aumento na fração volumétrica $d\xi$ no tempo dt é dada pela Equação 2.2.

$$V_b d\xi = (1 - \xi)uI dt \quad (2.2)$$

onde u é o volume do subgrão de ferrita acicular e I é a taxa de nucleação por unidade de volume. A taxa de nucleação é uma função da temperatura e da energia livre máxima disponível para a nucleação da ferrita ΔG_{max} , conforme Equação 2.3.

$$I = K_1 \exp(-K_1/RT - K_2\Delta G_{\max}/rRT) \quad (2.3)$$

Onde r , K_1 e K_2 são constantes, T é a temperatura, e R é a constante universal dos gases.

O valor ΔG_{\max} varia em função da composição original do ferro fundido e do enriquecimento da austenita com carbono à medida que a reação vai ocorrendo. A energia livre disponível para nucleação foi assumida como variando linearmente entre um valor inicial, ΔG_{\max}^0 , determinado pelo teor de carbono inicial da austenita (quantidade de carbono da matriz na austenitização) e a energia livre limite quando a nucleação cessa, G_N , conforme Equação 2.4.

$$\Delta G_{\max} = \Delta G_{\max}^0 - \xi (\Delta G_{\max}^0 - G_N) \quad (2.4)$$

A solução das Equações (2.2), (2.3) e (2.4) permite obter a cinética da transformação da reação de austêmpera e calcular o aumento na fração volumétrica de ausferrita com o tempo na temperatura de austêmpera.

THONSON et al, (2000) em seus experimentos mostraram que a taxa de transformação prevista para o ferro fundido de composição Fe-3,66C – 2,52Si – 0,16Mn – 0,04P – 0,01S – 0,03Cr – 0,04Mg (% em peso) em 3 temperaturas de austêmpera, 300, 350, 400°C tem uma boa relação com as curvas de transformação de ausferrita obtidas por dilatometria. Esta previsão tem uma relação particularmente razoável com a cinética inicial da transformação, embora exista uma pequena diferença na fração volumétrica final da ferrita acicular. Contudo, o modelo é capaz de estimar a duração do tratamento de austêmpera necessário para permitir a máxima fração volumétrica de ausferrita na microestrutura do ADI [THONSON et al, (2000)].

2.6.3 Janela de processo

A Figura 2.8 mostra esquematicamente a transformação da austenita em ferrita acicular e austenita com alto teor de carbono.

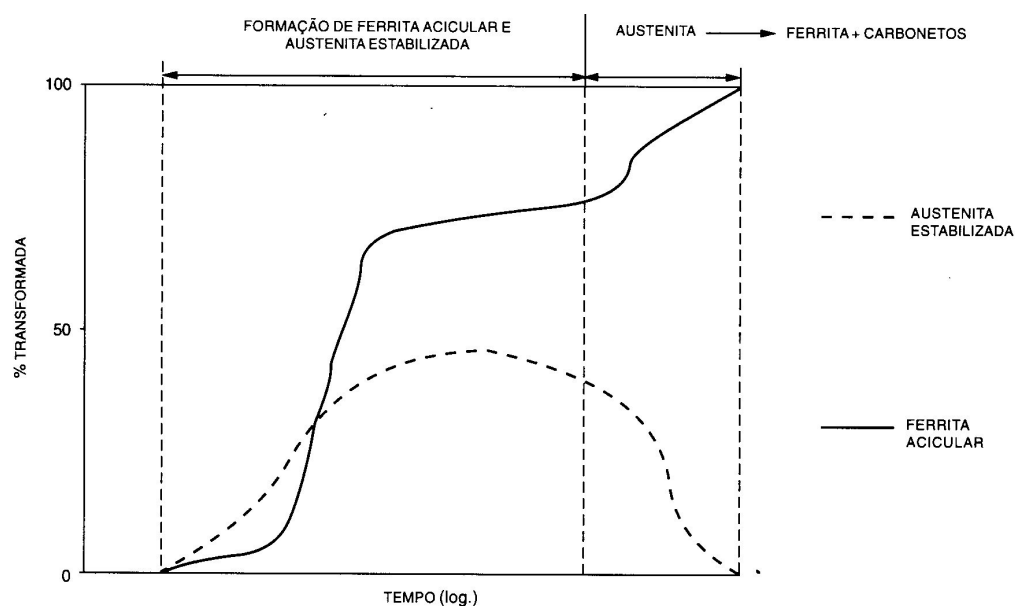


Figura 2.8 – Transformação da austenita durante a austêmpera do ADI, apresentando os dois estágios da reação de austêmpera [CARMO et al, (2001)]

Observa-se que há um aumento gradativo de austenita estabilizada (linha tracejada) e de ferrita acicular (linha contínua). Após um período de estabilidade inicia-se o segundo estágio da reação, onde nota-se uma redução da quantidade de austenita estabilizada pela formação de ferrita e carbonetos. O período de tempo compreendido entre o final do primeiro estágio e o início do segundo estágio é denominado “janela de processo”. Neste período, representado esquematicamente na Figura 2.9 é que se obtém as melhores combinações de propriedades mecânicas [CARMO et al, (2001)].

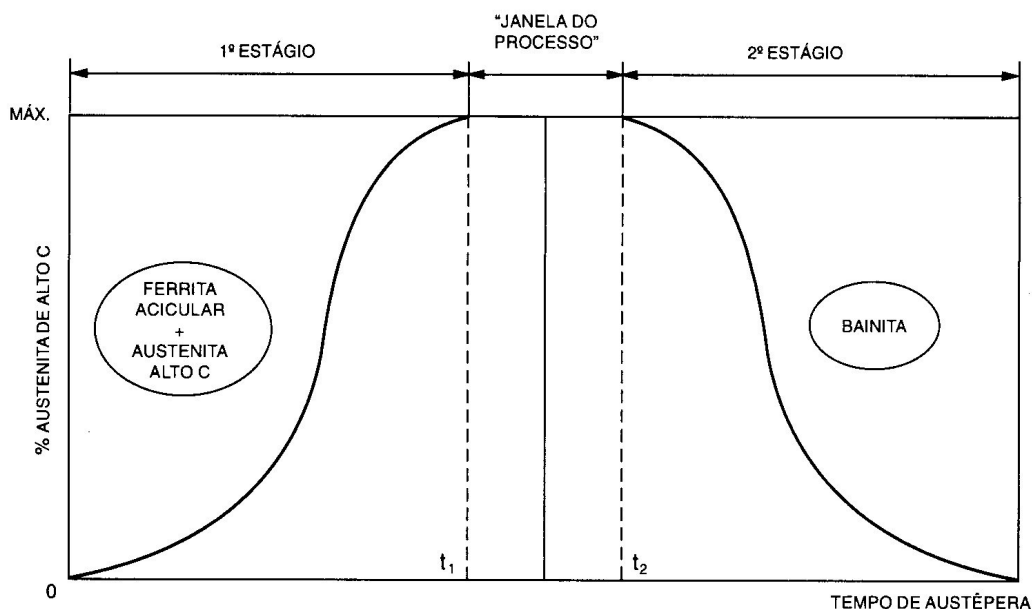


Figura 2.9 – Representação esquemática da concentração de austenita de alto carbono em função do tempo de austêmpera, apresentando os dois estágios da reação e a “janela de processo” [CARMO et al, (2001)].

Como nas demais transformações no estado sólido o tempo de permanência à temperatura de austêmpera é fundamental. Um tempo insuficiente significa que a transformação não foi completa uma vez que a austenita não saturou-se em carbono. Neste caso, nem toda austenita é estável na temperatura ambiente transformando-se em parte, em martensita, ao resfriar-se. A formação da martensita irá aumentar a resistência e a dureza, mas diminuirá a ductilidade e tenacidade significativamente. Se o tempo for excessivo ocorrerá o segundo estágio da reação, onde a austenita decompõe-se em ferrita e carbonetos, fragilizando o metal. Portanto, o tempo de austêmpera deve ser suficiente para que se complete o primeiro estágio sem que se inicie o segundo. A Figura 2.10 mostra esquematicamente o efeito dos dois estágios da reação no alongamento. A e B representam o intervalo de tempo na reação isotérmica para conseguir a máxima ductilidade e tenacidade [TARTERA et al, (1985)].

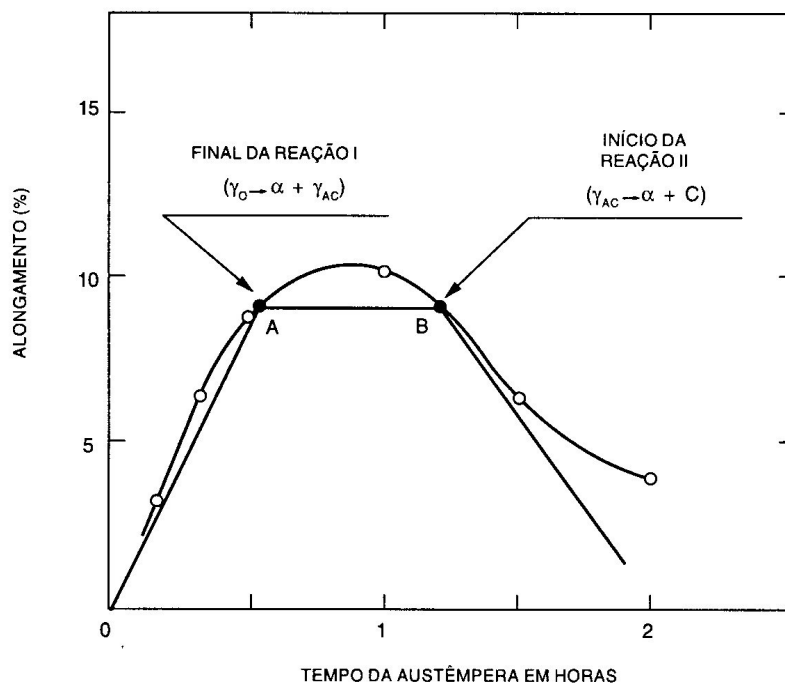


Figura 2.10 – Representação esquemática do tempo de austêmpera nas transformações microestruturais e no alongamento durante a austêmpera [TARTERA et al, (1985)]..

A precipitação de carbonetos não pode ser detectada através de microscopia ótica e eletrônica de varredura. Verifica-se entretanto, que ocorrem mudanças no modo de fratura, passando a apresentar para tempos mais longos de austêmpera regiões frágeis, com fratura do tipo quase-clivagem [BAUMER et al, (1988)]. Outras técnicas tem sido empregadas, tais como testes magnéticos, dilatométricos, ensaios por resistividade elétrica, sendo mais frequente o emprego de ensaios mecânicos de tração e impacto [CARMO et al, (2001)].

Conforme mostrado anteriormente, a dificuldade de se obter ADI em uma peça fundida com espessuras variáveis é a necessidade de tempos de tratamento distintos, podendo acontecer que nas partes mais delgadas já tenha ocorrido o fechamento da “janela de processo”, e nas partes mais espessas ainda não ter completado o primeiro estágio da reação [TARTERA et al, 1985].

2.6.4 Tratamento térmico de austêmpera

O tratamento térmico de austêmpera para os ferros fundidos nodulares está esquematizado graficamente na Figura 2.11. Primeiramente, é necessário aquecer a peça (A-B) até a temperatura de austenitização (825-950°C). Manter nesta temperatura (B-C) por um tempo suficiente para saturar a austenita com carbono. Resfriar rapidamente (C-D) até a temperatura de austêmpera (230-400°C). Manter nesta temperatura por um tempo (D-E) suficiente para que ocorra a transformação da austenita na estrutura desejada. Finalmente, é realizado o resfriamento ao ar até a temperatura ambiente (E-F).

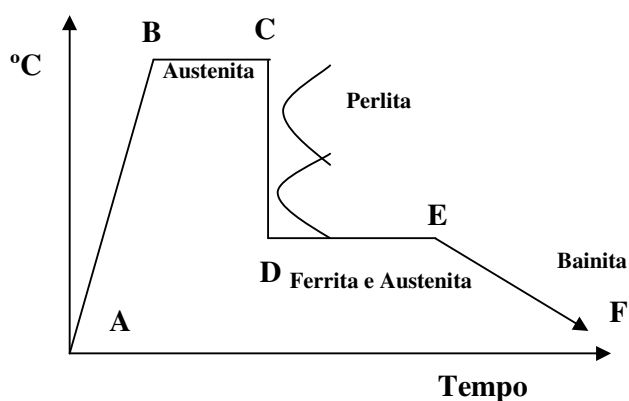


Figura 2.11 – Ciclo de tratamento térmico de austêmpera para obter-se o ADI [KOVACS et al, (1990)]

2.6.4.1 Temperatura de austenitização

É importante ressaltar que a combinação de propriedades em toda a seção da peça depende de uma austenitização completa. A temperatura de austenitização que varia de 825 a 950°C é determinada pelos elementos de liga presentes no ferro fundido nodular. Altos teores de silício e molibdênio normalmente necessitam de maior temperatura de austenitização enquanto que, para altos teores de manganês a temperatura de austenitização deve ser menor [KOVACS, (2001)].

A solubilidade do carbono na austenita é função da temperatura de austenitização, como indica o diagrama de equilíbrio da Figura 2.7. Em temperaturas de austenitização mais elevadas o teor de carbono da austenita será maior e, por consequência, menor será a força motriz de transformação da austenita em ausferrita. Portanto, haverá formação de austenita retida de baixo carbono, comprometendo as propriedades mecânicas.

O primeiro estágio da reação é mais rápido se houver austenitização a baixas temperaturas, uma vez que a velocidade de nucleação e crescimento das placas de ferrita é maior, obtendo-se uma estrutura mais fina e homogênea, com maior tenacidade e ductilidade. Por outro lado, a temperatura de austenitização está condicionada à necessidade de se homogeneizar a matriz, dissolver os carbonetos presentes e aumentar o teor de carbono da austenita, necessitando para isso ser mais alta. Neste sentido, têm-se proposto austenitizar a temperaturas superiores a 950°C e depois manter por uns 20 minutos a 850°C antes da austêmpera [TARTERA et al, (1985)]. A Figura 2.12 mostra como as variações de temperatura de austenitização afetam diretamente a resistência a tração, ao impacto e a dureza do ADI [KOVACS, (1991)].

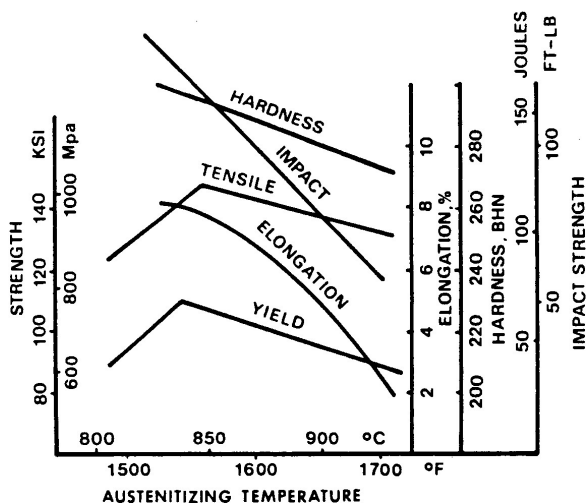


Figura 2.12– Influência da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas [KOVACS, (1991)].

2.6.4.2 Tempo de austenitização

O tempo de encharque em temperatura de austenitização pode variar de 1 a 3 horas. Deve ser suficiente para saturar a austenita com carbono, sendo portanto, dependente da matriz do fundido e da mobilidade do carbono entre os nódulos de grafita e a matriz. Se a matriz possui grande quantidade de perlita, o tempo de austenitização necessário será menor, considerando que a perlita já possui 0,7% de carbono. Em relação a mobilidade do carbono, esta depende da segregação existente entre os nódulos de grafita e a matriz. De modo geral, antimônio, estanho e cobre segregam para a região de interface grafita-matriz enriquecendo estas regiões com estes elementos e reduzindo a difusão do carbono. Portanto, quanto maior o teor desses elementos, maior será o tempo de austenitização [CARMO et al, (2001)].

2.6.4.3 Velocidade de resfriamento

Após a completa austenitização da peça, faz-se um resfriamento rápido, de forma a evitar a formação de ferrita e perlita. Para tanto é aconselhável que este resfriamento seja realizado em banhos de sais fundidos próprios para austêmpera.

A Figura 2.13 mostra um gráfico de temperatura x tempo com três curvas distintas de resfriamento até o patamar isotérmico.

Quando o resfriamento ocorre conforme as curvas 1 e 2 tem-se como resultado uma estrutura mista. Não se forma necessariamente uma estrutura perlítica, mas a reação inicia-se a uma temperatura acima da desejada. Quando a temperatura de austêmpera é alcançada, um volume significativo da peça já se transformou.

Assim como fala-se em temperabilidade dos aços pode-se falar em austemperabilidade [KOVACS, (1990)] para o ferro fundido nodular. Se a seção das peças for superior a uma espessura máxima ou a um diâmetro máximo, a extração de calor das peças pelo banho não será suficiente para alcançar a velocidade de resfriamento que evite a formação de ferrita pró-

eutetóide ou perlita, sendo necessário aumentar a severidade do meio de resfriamento ou adicionar elementos de liga, tais como cobre, níquel e molibdênio.

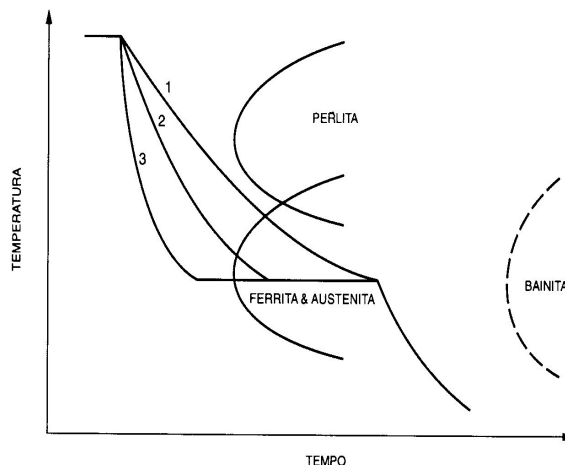


Figura 2.13 – Gráfico esquemático mostrando o efeito da velocidade de resfriamento na reação de austêmpera [KOVACS, (1990)].

A literatura procura fazer correlação entre a temperabilidade e austemperabilidade dos ferros fundidos. Com este objetivo vários estudos foram realizados para investigar a influência da composição química e adição de elementos de liga no ADI. A fórmula citada na Equação 2.5 foi desenvolvida visando determinar a austemperabilidade dos ferros fundidos a partir da composição química [VOIGT et al, (1991)].

$$Jdp(mm) = 2,0(T\gamma)^{1/2} + 18,2(Mn) + 25,3(Mo) + 6,0(Cu) + 38,6(Mo.Cu) + 13,6(Mn.Ni) + 50,9(Mo.Cu.Ni) - 82,2 \quad (2.5)$$

Jdp = Distância crítica Jominy (mm)

T γ = Temperatura de austenitização (C).

A adição de elementos de liga aumenta o diâmetro máximo, ou seja, possibilita o tratamento de austêmpera em peças espessas, assegurando uma estrutura ausferrítica [VOIGT et al, (1991)].

O efeito dos elementos de liga no diâmetro máximo para se obter uma estrutura austemperada em função da temperatura de austêmpera é mostrado na Figura 2.14 [KOVACS, (1990)].

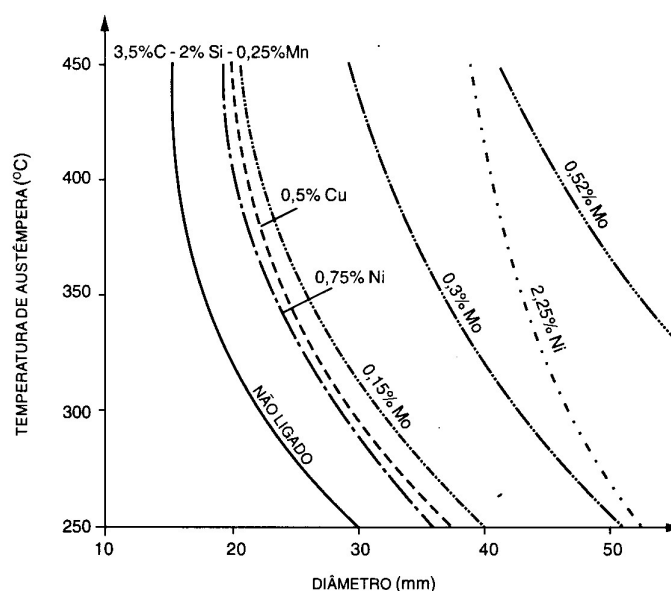


Figura 2.14 – Influência dos elementos de liga no diâmetro máximo para se obter uma microestrutura austemperada, em função da temperatura de austêmpera [KOVACS, (1990)].

Nota-se também, a partir desse gráfico, que peças com espessuras inferiores a 18 mm podem ser obtidas sem a adição de elementos de liga. No entanto, quanto maior a espessura da peça, maior a quantidade de elementos de liga para se obter uma estrutura livre de perlita após o tratamento térmico.

2.6.4.4 Temperatura de austêmpera

A temperatura de austêmpera determina a microestrutura e por consequência as propriedades a serem alcançadas pelo ADI. Temperaturas acima de 350°C formam uma ferrita acicular com austenita retida, sem a presença de carbonetos, ou seja, tipicamente uma microestrutura auferrítica. Já temperaturas de austêmpera abaixo de 350°C formam ferrita fina com carbonetos e austenita retida [VOIGT et al, (1985)].

As Figuras 2.15 e 2.16 [BAUMER et al, (1989)] mostram as frações transformadas a altas e baixas temperaturas de austêmpera, respectivamente, na temperatura ambiente.

Em temperaturas acima de 350°C (altas temperaturas) a ferrita nucleia próximo aos nódulos de grafita (por serem regiões mais pobres em carbono) e as agulhas de ferrita crescem ao mesmo tempo que o carbono difunde-se para a austenita residual.

Estudos de raios-X comprovaram que antes de se iniciar o segundo estágio da reação todo o carbono da matriz está dissolvido na austenita, sendo que esta pode chegar até a 50% da matriz [VOIGT et al, (1985)].

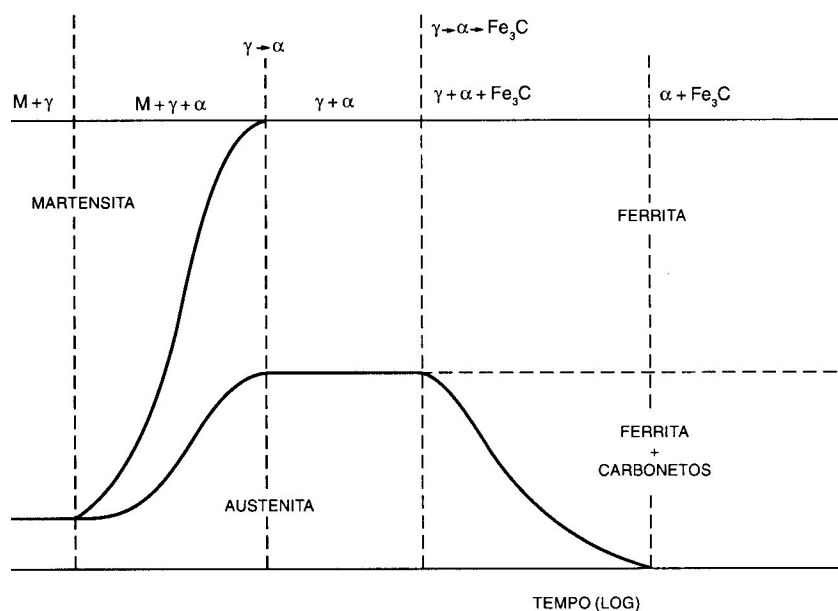


Figura 1.15 – Esquema das reações que se produzem durante a austêmpera de um ferro fundido nodular, em altas temperaturas [BAUMER et al, (1989)].

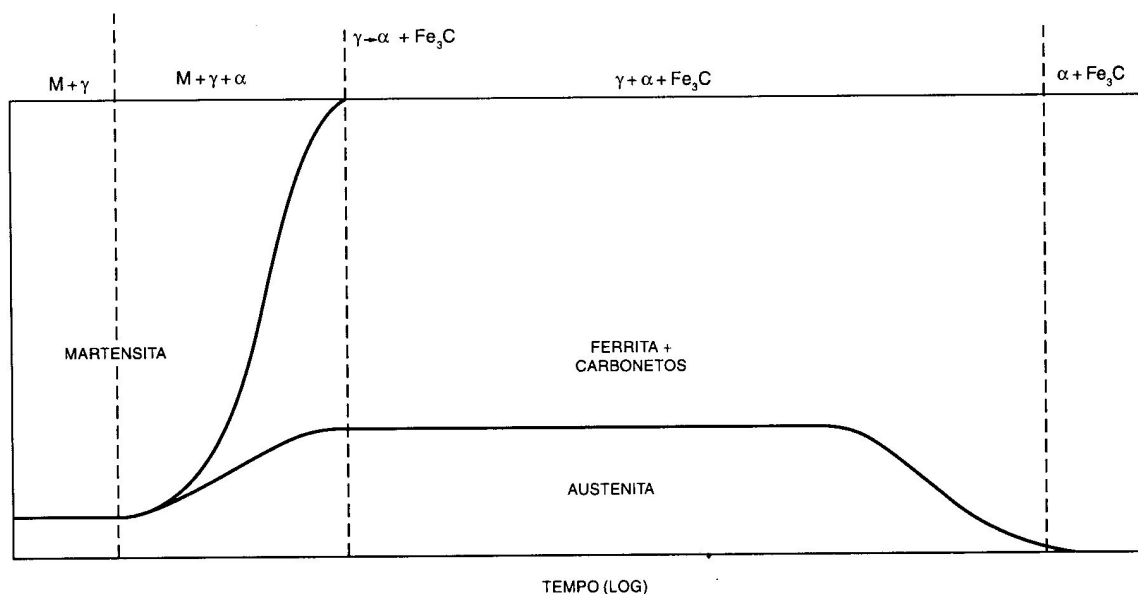


Figura 1.16 – Esquema das reações que se produzem durante a austêmpera de um ferro fundido nodular, em baixas temperaturas [BAUMER et al, (1989)].

Em temperaturas de austêmpera abaixo de 350°C, mas acima da temperatura de formação da martensita, a difusão do carbono é menor. Isso significa que há uma dificuldade para a rejeição do carbono para a austenita. Como consequência, tem-se a formação de carbonetos finamente dispersos juntos a ferrita [VOIGT et al, 1985].

Resumindo, durante a transformação, a austenita pode apresentar-se como austenita retida rica em carbono, associada a formação de ferrita acicular, ou como austenita retida que ao não enriquecer-se com carbono não é termicamente estável, podendo transformar-se em martensita no resfriamento diminuindo a tenacidade e a ductilidade [GUNDLACH et al, (1986)]. A Figura 2.17 mostra graficamente os efeitos da variação de temperatura de austêmpera no limite de resistência a tração, no alongamento e na dureza em duas ligas de ADI [CARMO et al, 2001].

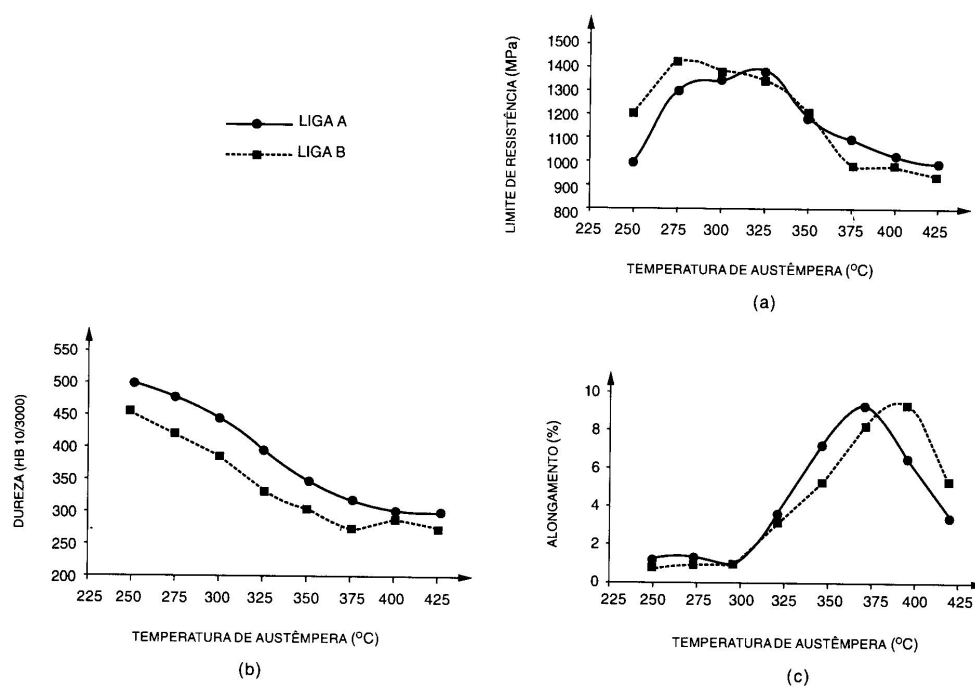


Figura 2.17 – Influência da temperatura de austêmpera nas propriedades mecânicas do ADI. (a) limite de resistência; (b) dureza; (c) alongamento [CARMO et al, (2001)].

2.6.4.5 Tempo de austêmpera

Analizando os gráficos das Figuras 2.15 e 2.16 nota-se que no resfriamento parte da austenita não estabilizada se transforma em martensita, aumentando a dureza e diminuindo a ductilidade e tenacidade [BAUMER et al, (1989)].

Os demais comentários relacionados ao tempo de austêmpera já foram percorridos no item 2.6.3 – “Janela de processo”.

2.6.4.6 Composição química

A composição química recomendada por KOVACS, 1991 para o ADI está listada nas Tabelas 2.5 a 2.7.

Tabela 2.5: Composição básica de um ADI.

Carbono equivalente	4,3 a 4,6%
Carbono	3,4 a 3,8%
Silício	2,2 a 2,6%
Manganês	0,35% (máximo) espessura acima de 13 mm
	0,6% (máximo) espessura abaixo de 13 mm
Enxofre	0,02% (máximo)
Fósforo	0,04% (máximo)

Tabela 2.6: Principais elementos de liga adicionados no ADI.

Cobre	0,2 a 0,8%
Níquel	0,2 a 2,0%
Molibdênio	0,1 a 0,3%

Tabela 2.7: Principais elementos residuais do ADI.

Alumínio	0,05% (máximo)
Cromo	0,10% (máximo)
Titânio	0,04% (máximo)
Antimônio	0,002% (máximo)
Estanho	0,02% (máximo)

A composição química do ADI é de extrema importância na obtenção das propriedades mecânicas. O silício é o elemento mais importante, ou seja, é ele que permite a formação de uma estrutura ausferrítica. Além de atrasar o tempo de incubação da reação de austêmpera, atrasa também o início do segundo estágio da reação, dando de certa forma uma margem de segurança ao tratamento térmico. Além disso, aumentando o teor de silício de 2,4 para 3,8% aumenta-se também a resistência a tração, o limite de elasticidade e a resiliência, permanecendo o alongamento.

A adição de elementos como cobre, níquel e molibdênio, como já mencionado no item 2.6.4.3 – Velocidade de resfriamento, aumenta o diâmetro crítico, ou seja, assegura a obtenção da estrutura ausferrítica. Por outro lado, esses elementos de liga separam o final do primeiro estágio e o início do segundo estágio da reação de austêmpera, permitindo um aumento da “janela de processo”. Adicionando, por exemplo, 1% de cobre e 0,2% de molibdênio a “janela de processo” fica compreendida entre 45 minutos e 24 horas, permitindo alcançar resistências a tração superiores a 1000 MPa, alongamentos superiores a 8% e resiliência superior a 118J [TARTERA et al, (1985)].

O manganês também é efetivo na melhoria da austemperabilidade, mas tende a aumentar a segregação e formar carbonetos intercelulares que diminuem as propriedades mecânicas do ADI.

Os elementos presentes no ADI podem ser divididos em dois grupos. O primeiro grupo de elementos, encontrados ao lado esquerdo do ferro na tabela periódica são formadores de carbonetos. O segundo grupo, localizados ao lado direito do ferro na tabela periódica não formam carbonetos.

Os elementos de cada grupo tem aspectos comuns. Os elementos do grupo I, tais como manganês, cromo, molibdênio, vanádio, etc., segregam para os contornos das células. Já os

elementos do grupo II, tais como silício, níquel, cobre, alumínio, etc., tendem a aumentar a atividade do carbono, segregando para a interface grafita/metal.

Durante a solidificação eutética, a austenita se forma ao redor dos nódulos de grafita. Com o avanço da interface sólido-líquido, os elementos que formam carbonetos se difundem da austenita para o líquido remanescente. Quando o líquido entre as células solidifica-se, gera áreas ricas nesses elementos.

Os elementos do grupo II segregam inversamente. A alta concentração desses elementos é encontrada em áreas onde a austenita se forma primeiro, ou seja, na interface grafita-metal e nas dendritas.

Essas variações significam que um ferro fundido nodular, em alta temperatura, é constituído por uma série de matrizes de composição variável. Neste sentido difere dos aços laminados e forjados nos quais a composição é muito mais homogênea.

Para ferros fundidos nodulares não ligados existem três zonas segundo a segregação do silício e do manganês: A zona I está situada próxima do nódulo de grafita, é a mais rica em silício e pobre em manganês e carbono. A zona II é a zona intermediária e deve representar a maior parte da matriz. A zona III é a região intercelular e contém maior teor de manganês e carbono e menor de silício. Na zona I, mais rica em silício, o primeiro estágio iniciar-se-á primeiro, enquanto que na zona III, mais rica em carbono e pobre em silício, o primeiro estágio terminará mais tarde. Por outro lado, o manganês segregado na zona III pode atingir uma concentração suficiente para tornar mais lenta a reação de austêmpera e produzir martensita no resfriamento até a temperatura ambiente. Neste caso, pode ocorrer que antes que se complete o primeiro estágio na região intercelular, o resto da matriz tenha iniciado o segundo estágio da reação, com a consequente fragilização. Por outro lado, os elementos segregados na zona III podem produzir carbonetos intercelulares difíceis de se dissolver durante a austenitização que diminuem notavelmente a tenacidade do ADI.

Uma maneira de minimizar a segregação consiste em obter um ferro nodular com o maior número possível de nódulos de grafita e com baixo teor de elementos formadores de carbonetos. Praticamente, significa a utilização de materiais na carga o mais puro possível e nodularizar e inocular suficientemente para obter um grande número de nódulos.

Em relação a este último aspecto o excesso de magnésio residual diminui a ductilidade uma vez que pode combinar-se com o fósforo presente como impureza formando um precipitado Mg-P que se decompõe durante a austenitização especialmente se esta se efetua a elevada temperatura liberando fósforo que segrega para os contornos dos grãos, fragilizando o material [CARMO et al, (2001); KOVACS (2991); TARTERA et al, (1985)].

3. METODOLOGIA e PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 METODOLOGIA

O presente trabalho teve por objetivo estudar através de ensaios mecânicos e metalográficos as alterações de comportamento mecânico de um ADI sem adição de elementos de liga quando se varia o tempo de austêmpera para uma temperatura fixa.

A reação de austêmpera nos ferros fundidos nodulares ocorre em dois estágios distintos, sendo que o intervalo compreendido entre eles é o que proporciona melhores combinações de propriedades mecânicas, denominado por vários autores como “janela de processo”.

Para realização do trabalho foi escolhido um ferro fundido nodular básico, classe FE 4212, sem a adição de elementos de liga.

Inicialmente foi realizado a fusão do metal com um prévio cálculo de carga. O vazamento foi realizado em moldes de cura frio com formato de blocos Y, dos quais foram retirados os corpos de prova de tração, dureza e ensaios metalográficos.

No tratamento térmico de austêmpera foram fixadas as temperaturas de austenitização (900°C) e de austêmpera (370°C). Já os tempos de austêmpera variaram em intervalos de 3 minutos até completar 15 minutos. Após, variaram em intervalos de 15 minutos até completar 225 minutos.

Em relação aos experimentos, primeiramente foi estudado o tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas através de ensaios de tração e dureza. Após foram realizadas as análises de microestrutura e fratura através das microscopias ótica e eletrônica de varredura.

3.2 Procedimento experimental

3.2.1 Condições iniciais

O material estudado foi um ferro fundido nodular, classe 4212, sem adição de elementos de liga.

O trabalho consistiu em três etapas distintas, sendo que na primeira foi realizado a modelação e moldagem, a fusão e os tratamentos de nodularização e inoculação e o vazamento da liga nos moldes. Na segunda foi realizado o tratamento térmico de austêmpera nos corpos de prova usinados e na terceira foram realizados os ensaios mecânicos de tração e metalográficos

3.2.2 Moldagem

Primeiramente foi confeccionado um modelo de madeira segundo a norma EM 1563:97, com o formato do bloco Y (Figura 3.1), sendo que a sua área útil corresponde a espessura de uma polegada.

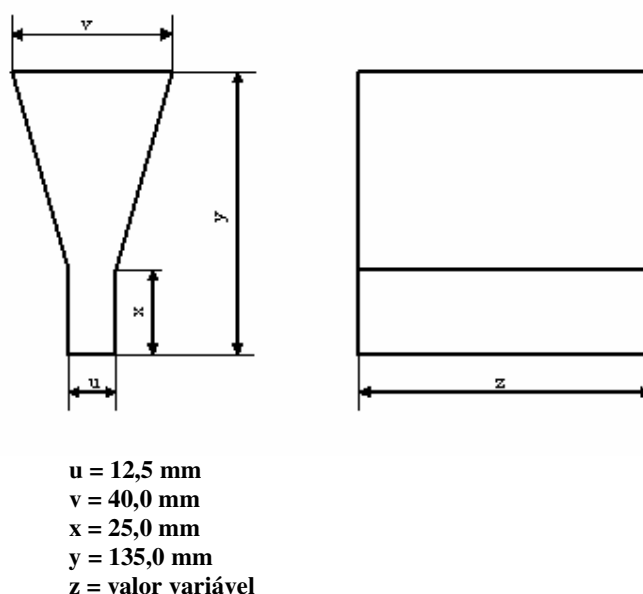


Figura 3.1: Medidas do modelo utilizado para produção dos blocos Y.

Os moldes foram confeccionados pelo processo de cura a frio. Para tanto foram utilizados areia, resina parte 1 (resina fenólica dissolvida em solventes orgânicos, na proporção de 0,6% sobre o peso da areia), resina parte 2 (resina isocianato, na mesma proporção da resina parte 1) e catalisador piridina (na proporção de 0,5% sobre o peso da resina parte 1). Primeiramente foi adicionado o catalizador na resina 1 e misturado à areia. Posteriormente foi adicionado a resina 2 com homogeneização por misturador mecânico.

3.2.3 Fusão da liga

Foi utilizado um forno elétrico a indução, de média frequência e com capacidade de 300 Kg. A constituição da carga foi de 261 Kg de ferro gusa para ferro fundido nodular, 39 Kg de sucata de aço 1010, 0,02 Kg de carburante, 0,42 Kg de FeSi75 inoculante e 3,91 Kg de FeSi75 em Pedra. A temperatura de fusão foi de 1520°C. A técnica de nodularização empregada foi a “tampa intermediária”, onde a liga nodularizante empregada foi FeSiMg (44,5% de silício; 5,4% de magnésio; 1,09% de cálcio; 0,77% de alumínio; 1,07% de terras raras) com granulometria de 6 a 12 mm. O nodularizante foi adicionado a uma proporção de 1,6% do total do peso da carga.

A inoculação foi realizada durante a transferência do metal fundido da panela de nodularização para a panela de vazamento. Para tanto utilizou-se o FeSi75 a 0,6% (68 a 75% de silício; 0,4 % de cálcio, no mínimo; 0,4% de alumínio, no mínimo), com granulometria de 1 a 3 mm.

Em seguida foi realizado o vazamento dos blocos Y em temperaturas que variaram de 1382 a 1400°C.

Para controlar a composição química do fundido foram vazadas duas moedas em coquilha.

3.2.4 Análise química das moedas

Primeiramente as moedas coquilhadas foram retificadas no intuito de obter uma superfície perfeitamente plana e isenta de impurezas. Utilizou-se para determinação da composição química um espectômetro de emissão ótica, Espectrolab. Para cada amostra foram realizadas três análises distintas. O carbono foi analisado através do determinador de carbono, série 30037/66 (método gasométrico).

3.2.5 Usinagem dos corpos de prova de tração

As seções úteis dos blocos Y foram cortadas por serra mecânica conforme mostra a Figura 3.2.

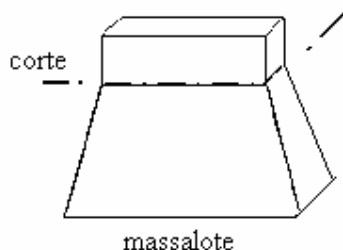


Figura 3.2: Esquema do corte feito no bloco Y.

Os corpos de prova de tração foram usinados antes do tratamento térmico de austêmpera, a partir dos blocos Y, de acordo com a norma DIN 50 125, conforme a Figura 3.3

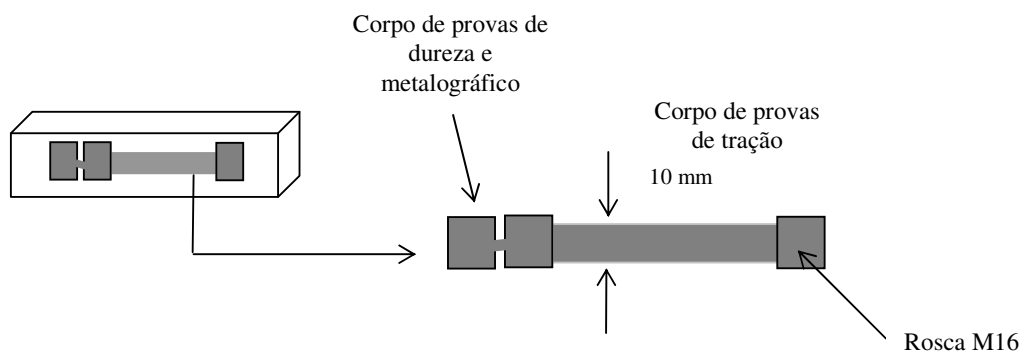


Figura 3.3 – Regiões onde foram retirados os corpos de prova de tração, dureza e metalográfico.

3.2.6 Tratamento térmico de austêmpera

Primeiramente os corpos de prova foram pré-aquecidos numa câmara acoplada a um forno de austenitização durante uma hora a 450°C. Após, os corpos de prova foram transferidos para um forno de austenitização a banho de sais neutro aquecido com gás natural a 900°C durante uma hora e vinte e cinco minutos. Em seguida os corpos de prova foram transferidos para um forno de austêmpera em banho de sais, com aquecimento por resistências elétricas, equipado com sistema de refrigeração por serpentina, a 370°C.

A retirada dos corpos de prova foi executada a cada três minutos até completar quinze minutos. Após os demais corpos de prova foram sendo retirados a cada quinze minutos até completar quatro horas. Para cada condição (tempo de austêmpera) foram utilizados três corpos de prova.

Após a retirada do forno de austêmpera, os corpos de prova foram resfriados ao ar e posteriormente lavados em água quente para a remoção do sal.

3.2.7 Caracterização mecânica

Para a caracterização mecânica dos corpos de prova foram realizados ensaios de tração e dureza Brinell em temperatura ambiente. Sendo que os resultados desses ensaios foram obtidos a partir de uma média de três medidas.

3.2.7.1 Ensaio de tração

Os corpos de prova de tração foram ensaiados segundo a norma NBR 6152 numa máquina universal de ensaios Wolpert, modelo 20TUZ745 com velocidade de deslocamento de 10,0 mm/min e com uma célula de carga de capacidade de 20.000 Kg. Neste ensaio foram empregados corpos de prova com diâmetro útil de 10 mm com rosca de fixação M16 (Figura 3.3).

3.2.7.2 Ensaio de dureza

O ensaio de dureza Brinell foi realizado nas mesmas amostras usadas na metalografia, ou seja, obtido a partir de região do núcleo da área útil do bloco Y, próximo da região onde foram retirados os corpos de prova de tração. Este ensaio foi realizado segundo a norma NBR 6494 num durômetro Wolpert com penetrador de carga conforme tabela de dureza Brinell.

3.2.8 Caracterização microestrutural

3.2.8.1 Preparação metalográfica

As amostras para análise metalográfica foram retiradas das regiões do núcleo da área útil dos blocos Y, ou seja, regiões próximas de onde foram retirados os corpos de prova de tração (Figura 3.3).

Primeiramente foi realizado o procedimento de lixamento com as lixas 120, 320, 600 e 1000 mesh e o polimento em pasta de diamante até 1 μ m, de maneira convencional. O ataque químico foi realizado com nital 4%, seguido de secagem.

3.2.8.2 Análise metalográfica

As microestruturas foram analisadas em microscópio ótico (NEOPHOT 30 – CARL ZEISS) e eletrônico de varredura (MOD. 810 – PHILIPIS) em diversas ampliações, sendo feitas algumas micrografias.

Tanto na microscopia ótica como na eletrônica analisou-se as principais diferenças microestruturais nos diferentes estágios da reação de austêmpera. A região da fratura dos corpos de prova de tração dos dois estágios da reação de austêmpera e da “janela de processos” foi analisada por microscopia eletrônica de varredura.

Com o objetivo de verificar a microestrutura do fundido antes do tratamento térmico foram realizadas caracterizações microestruturais através de microscopia ótica de uma seção transversal da área útil do bloco Y (próximo a superfície, meio-raio e núcleo) sem o tratamento de austêmpera e do núcleo de um corpo de prova de tração após o tratamento de austêmpera. A forma e o tamanho das grafitas foram determinados segundo as normas ISO R 945-69 e ASTM – A – 247 respectivamente. O número de nódulos e o grau de nodularização foram determinados segundo a norma NBR 6916. Já a determinação da porcentagem dos microconstituintes foi realizada por reticulado de fases.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Caracterização do ferro fundido nodular bruto de fusão

4.1.1 Composição química

A composição química do ferro fundido nodular bruto de fusão é mostrada na tabela 4.1. Os teores de elementos presentes não causam heterogeneidades significativas na microestrutura e propriedades mecânicas do ferro nodular bruto. Porém, para elaboração de um ADI de qualidade, KOVACS et al, (1991) recomendam para espessuras acima de 13 mm que o carbono equivalente deve estar entre 4,3 e 4,6%, o carbono entre 3,4 e 3,8%, o silício pode variar de 2,2 a 2,6%, o teor máximo de manganês de 0,35% , de fósforo 0,04%, enxofre 0,02% e magnésio entre 0,025 e 0,06%.

Tabela 4.1– Composição química do ferro fundido nodular bruto de fusão sem adição de elementos de liga

Elemento	Carbono	Silício	Manganês	Fósforo	Enxofre	Magnésio	CE
Concentração (%)	3,62	2,36	0,2	0,055	0,009	0,033	4,4

Verificou-se que o carbono equivalente, assim como os demais elementos, com exceção do fósforo, ficaram dentro das faixas de composição química recomendadas para ADI.

O fósforo apresentou um teor de 0,01 % acima do máximo recomendado por KOVACS et al, (1991). Porém KLUG et al,(1991) afirmam que para um ADI é admissível teores de fósforo até 0,06%. Acima deste teor, o fósforo, por sua baixa solubilidade na austenita segrega intensamente durante a solidificação, fragilizando o material.

GUEDES et al, (1993) propuseram que a redução de propriedades mecânicas do ADI quando se varia o teor de fósforo entre 0,02 e 0,074% ocorre devido a microsegregações deste elemento para os contornos das células eutéticas, formando inclusões ricas em fósforo contendo magnésio, enxofre e oxigênio. E ainda uma fase intercelular contendo fósforo, molibdênio, ferro e carbono.

4.1.2 Microestrutura e propriedades mecânicas

A norma ABNT-EB-585 especifica para a classe de ferro fundido nodular utilizada do presente trabalho (FE4212) um limite mínimo de resistência a tração de 420 MPa, limite mínimo de escoamento convencional de 280 MPa, alongamento mínimo de 12%, dureza de 150 a 200 HB, e matriz predominantemente ferrítica.

Os resultados de propriedades mecânicas (tabela 4.2) e análise microestrutural (tabela 4.3 e figuras 4.1 a 4.3) do ferro fundido nodular bruto de fusão utilizado neste trabalho mostraram-se diferentes dos estabelecidos pela norma para o FE-4212. Trata-se de um FE-5015.

Tabela 4.2 – Resultados dos ensaios de tração, dureza e microscopia ótica do ferro fundido nodular bruto de fusão.

Limite resistência a tração (Kgf/mm²)	Limite de escoamento (Kgf/mm²)	Alongamento mínimo (%)	Dureza Brinell (HB)
509	398	15,6	160

Análise microestrutural quantitativa e as microestruturas do metal bruto de fusão mostraram que o número de nódulos/mm² diminuiu de 88 na superfície para 52 no núcleo (figura 4.4). Já o grau de nodularização, ou seja, a quantidade de grafitas nodulares em relação ao total de grafitas, teve uma redução de 95 para 86% (figura 4.4). Com relação a forma das grafitas, em

todas as regiões analisadas apresentaram a forma VI, que segundo a norma ISO R 945-69 são perfeitamente esféricas.

O aumento do teor de perlita de 10 para 30% ocorre entre a superfície e o meio raio, figura 4.5 e tabela 4.3.

A resistência a tração encontrada, mais elevada do que a especificada pela norma, está associada a um teor de perlita elevado. A seção estudada corresponde ao núcleo dos blocos Y, região que apresentou 30 % de matriz perlítica.

O maior teor de perlita pode estar associado com vários fatores, entre eles, a velocidade de resfriamento do bloco Y no molde, a distribuição e tamanho de grafitas e o número de células eutéticas, sendo que os dois últimos estão diretamente relacionados ao processo de inoculação. É importante então, a compreensão dos mecanismos de formação das matrizes no ferro fundido nodular.

O diagrama de equilíbrio ferro-carbono mostra que após o término da solidificação, a microestrutura da liga é constituída por austenita e grafita. O teor de carbono na austenita diminui desde a temperatura do eutético até a temperatura do eutetóide. Nesta faixa de temperatura, ocorre o que se denomina de grafitização secundária, que é a precipitação do carbono, geralmente sobre a grafita pré-existente. À medida que o resfriamento prossegue, atinge-se um equilíbrio entre a ferrita, austenita e grafita [PIESKE et al, (1985)].

Inicialmente, a ferrita nucleia na interface austenita/grafita e envolve os nódulos de grafita. A continuação do processo será função, todavia, da nucleação da ferrita na interface austenita/ferrita, do particionamento do carbono na interface e da difusão através da ferrita que envolve a grafita. Além disso, o processo é dependente da precipitação do carbono junto à grafita e das temperaturas nas quais a transformação está ocorrendo.

A formação da perlita corresponde a uma transição do equilíbrio estável (ferrita/grafita) para o metaestável (ferrita/cementita). Abaixo da temperatura do eutético metaestável a nucleação da cementita pode ocorrer, o que torna possível a formação de colônias de perlita [REIMER, (1985)].

Na região entre as temperaturas do eutético metaestável e do eutetóide estável pode ocorrer crescimento simultâneo de ferrita e perlita. A austenita residual é finamente transformada em perlita entre as temperaturas de eutetóide estável e metaestável.

A formação de ferrita é facilitada pela menor velocidade de resfriamento da peça, maior quantidade de grafita na microestrutura, mais elevado número de nódulos e maior quantidade de silício. A perlitização é favorecida pela variação contrária desses fatores e/ou a adição de elementos de liga como o cobre, níquel e o estanho, denominados perlitizantes [SANTOS et al, (1989)].

A velocidade de resfriamento do metal nos moldes, embora não tenha sido medida no presente trabalho é maior na superfície do que no centro do bloco Y. Portanto a tendência natural seria a formação de maior quantidade de perlita na superfície e ferrita no núcleo.

Um outro fator que pode estar relacionado a esta discrepância na matriz são as distâncias entre os nódulos de grafita. Quanto maiores forem essas distâncias, maior será a dificuldade de grafitização secundária, favorecendo a formação de colônias de perlita. As análises metalográficas iniciais (tabela 4.3 e figura 4.5) mostraram um baixo número de nódulos/mm² (que proporcionam maiores distâncias entre eles).

Tabela 4.3 – Caracterização metalográfica do ferro fundido nodular bruto de fusão.

Região analisada	Nódulos/mm ²	Grau de nodularização (%)	Forma da grafita	Matriz
Superfície	88	95	VI	Ferrita: 90% Perlita: 10%

Meio raio	71	92	VI	Ferrita: 70% Perlita: 30%
Núcleo	52	86	VI	Ferrita: 70% Perlita: 30%

SANTOS et al, (1989) relataram que entre as possíveis causas de se obter um ferro fundido nodular com baixo número de nódulos destacam-se a granulometria do inoculante, a temperatura de fusão, o tempo entre a inoculação e a solidificação e finalmente o uso de um inoculante pouco eficiente.

Em relação a granulometria do inoculante, partículas pequenas dissolvem-se ou flutuam no banho com grande facilidade, fazendo com que o inoculante perca sua eficiência.

A temperatura de fusão muito elevada (acima da linha “líquidus”) aumenta o super-resfriamento térmico induzindo ao resfriamento através do sistema metaestável.

O tempo entre o tratamento de inoculação e a solidificação do metal, se for excessivo, pode causar a fadiga, ou seja, perda da eficiência do inoculante.

A liga estudada foi fundida a 1520°C e vazada em moldes em temperaturas que variaram entre 1383 a 1400°C. Tais temperaturas estão de acordo com o recomendado por SANTOS et al, (1989). O inoculante usado no experimento foi o Fe-Si 75 a 0,6%, com granulometria de 1 a 3 mm. Porém, os inoculantes considerados mais eficientes são aqueles que contém estrôncio, bário ou cério.

A inoculação promove também um acréscimo no número de células eutéticas e, conseqüentemente, uma melhor distribuição de impurezas nos contornos das células e, em geral, uma maior homogeneidade na morfologia da grafita.

O baixo número de nódulos possivelmente está associada à pequena eficiência do inoculante, que pode ter sofrido fadiga térmica entre a inoculação e a solidificação, pois o tempo entre a inoculação e a solidificação não foi uma variável estudada neste trabalho.

A baixa contagem de nódulos proporciona também heterogeneidade nas propriedades do ADI. A partir de vários experimentos, KOVACS, (1991) sugere que para se obter um ADI de qualidade, o número de nódulos/mm² deve ser maior ou igual a 150.

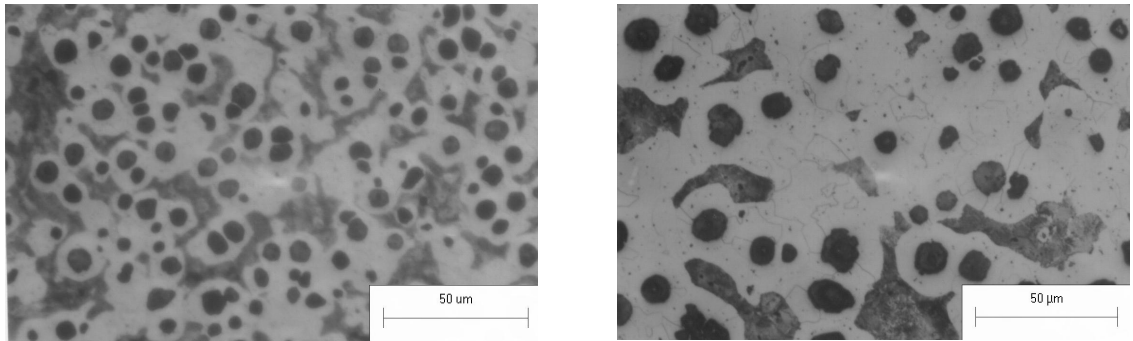


Figura 4.1 – Micrografias de baixo aumento e maior aumento respectivamente da superfície do ferro fundido bruto de fusão.

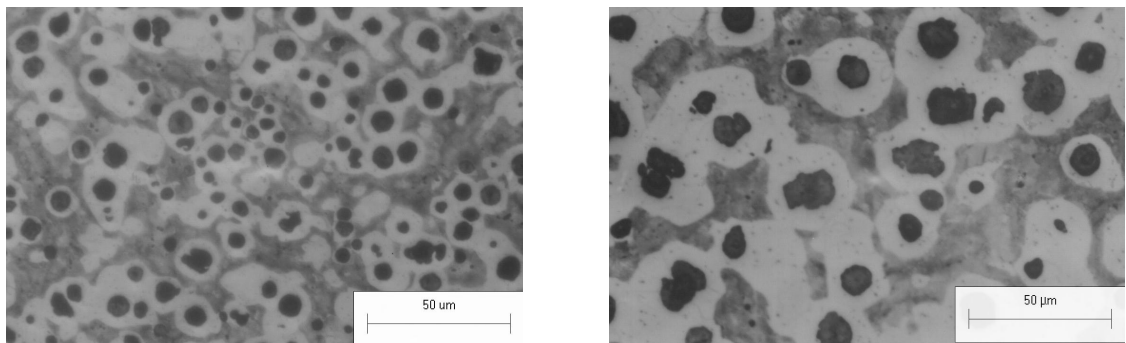


Figura 4.2 – Micrografias de baixo aumento e maior aumento respectivamente do meio raio do ferro fundido bruto de fusão.

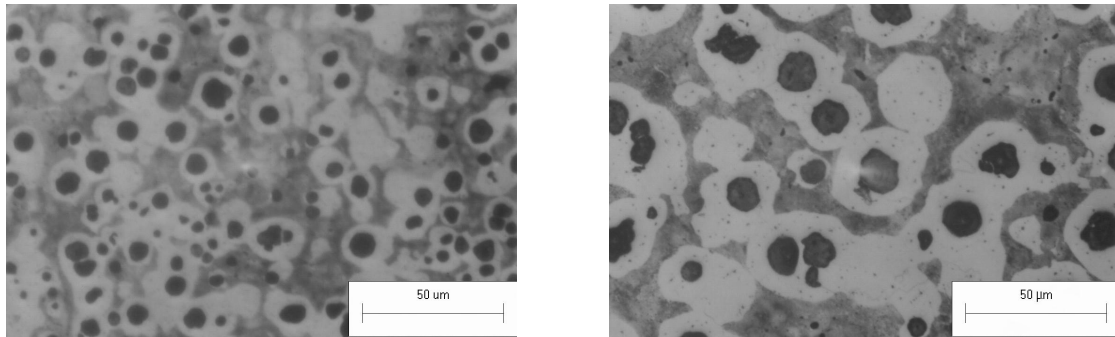


Figura 4.2 – Micrografias de baixo aumento e maior aumento respectivamente do meio raio do ferro fundido bruto de fusão.

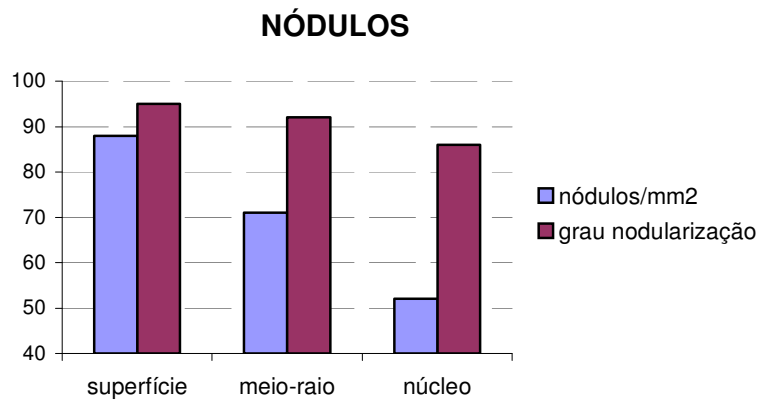


Figura 4.4 – Grau de nodularização e número de nódulos/mm² nas diferentes regiões analisadas.

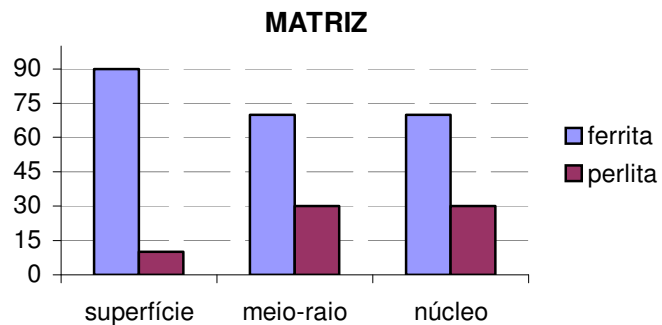


Figura 4.5 – Quantidade dos microconstituintes nas diferentes regiões analisadas do ferro fundido bruto de fusão.

Quando se tem uma alta contagem de nódulos minimiza-se a segregação de outros elementos (manganês, por exemplo) durante a solidificação impedindo a formação de carbonetos intercelulares. Da mesma forma, quando se tem um grande número de nódulos têm-se também grande número de células eutéticas (considerando que elas crescem a partir dos nódulos) e consequentemente melhor distribuição dos elementos segregados, ou seja, uma maior homogeneidade da estrutura.

DEFOIRDT, (1991) mostrou que com um aumento de 130 para 200 nódulos/mm² o alongamento sobe de 10 para 13%. Ressaltando também que o manganês e o molibdênio são os principais elementos que segregam, dificultando a homogeneidade na evolução da reação de austêmpera.

Neste trabalho não foram utilizados elementos de liga, como molibdênio, cobre e níquel. Esses elementos embora sejam adicionados no intuito de retardar o início da reação de austêmpera, segregam demasiadamente durante a solidificação do metal. Isto não significa que com a composição básica do ferro fundido não haja segregação. A segregação do silício para as regiões próximas aos nódulos controla a cinética do carbono durante a reação de austêmpera. O o manganês, presente no nodular austemperado segrega intensamente para os contornos das células eutéticas, influenciando diretamente na reação de austêmpera. Estudos sobre a segregação do manganês [CARMO et al, (2001)] mostraram que a concentração máxima no contorno da célula aumenta exponencialmente com o teor de manganês na peça. Como exemplo, uma peça com 0,4% de manganês pode ter 2 a 4% de manganês nas regiões intercelulares. Peças finas apresentam menor segregação e podem ter teores mais elevados deste elemento.

A segregação do manganês causa grande variação na distribuição e na solubilidade do carbono. O manganês e o carbono tem efeito sinérgico sobre o início e a velocidade de reação de austêmpera. Além de estabilizar a austenita, atrasa a nucleação da ferrita acicular, e ainda diminui

a sua velocidade de crescimento na austenita. Portanto, nas regiões ricas em manganês, a reação de austêmpera é atrasada e sua velocidade reduzida, podendo causar uma rede contínua de austenita que não reagiu e, portanto, não se estabilizou.

TARTERA et al, 1985 dividiram as regiões entre os nódulos de grafita para um ferro fundido nodular sem adição de elementos de liga em três zonas distintas. A primeira, próxima aos nódulos de grafita, são ricas em silício e pobres em manganês e carbono. A segunda, que fica numa região intermediária, representa a maior parte da matriz e é a mais homogênea em termos de distribuição dos elementos químicos. Já a terceira, região mais distante dos nódulos é pobre em silício e rica em manganês e carbono. Esta variação de teor de carbono faz com que a velocidade de reação de austêmpera varie ao longo da peça.

Nas regiões pertencentes à terceira zona, a reação de austêmpera pode estar ainda no primeiro estágio enquanto que na primeira zona já pode estar no segundo estágio. Como consequência têm-se uma heterogeneidade de estrutura. Após a austêmpera regiões próximas aos nódulos poderão apresentar carbonetos bainíticos na microestrutura enquanto que, as regiões mais distantes dos nódulos poderão apresentar ausferrita, martensita ou austenita não estabilizada.

Notou-se nas micrografias do material no estado bruto de fusão (figuras 4.1 a 4.3) acúmulos de nódulos nas três seções analisadas. Segundo BARTON, 1983 o agrupamento de nódulos geralmente está relacionado ao uso de ligas hipereutéticas, onde o fluxo do metal no molde e os gradientes térmicos podem influenciar a distribuição aleatória dos nódulos. Regiões com maiores acúmulos de nódulos terão maior facilidade de ferritização durante a solidificação, influenciando na segregação do elementos de liga e consequentemente alterando as propriedades mecânicas tanto do material no estado bruto de fusão quanto do ADI.

O grau de nodularização representa o quanto os nódulos de grafita se aproximam de uma esfera perfeita. Quando os nódulos não apresentam geometria perfeita produzirão um maior efeito

de entalhe, ou seja, de concentrador de tensões. Portanto a medida que se degenera a nodularização da grafita e a mesma se aproxima do formato de uma elipse, aumenta o efeito de entalhe, comprometendo as propriedades mecânicas do ferro fundido [MELO et al, (1992)].

No material estudado, as grafitas que não atingiram o grau de nodularização esperado apresentaram-se de forma irregular. Segundo BARTON, 1983 esse tipo de grafita parece não ter efeito significativo nas propriedades do ferro fundido nodular. Sua presença usualmente indica um baixo nível de nucleação, como mostrado anteriormente.

GUEDES et al, (1993) propuseram que a redução de propriedades mecânicas do ADI quando se varia o teor de fósforo entre 0,02 e 0,074% ocorre devido a microsegregação deste elemento para os contornos das células eutéticas, formando inclusões ricas em fósforo contendo magnésio, enxofre e oxigênio. E ainda uma fase intercelular contendo fósforo, molibdênio, ferro e carbono.

4.2 Ensaio mecânicos e metalográficos após o tratamento térmico

A tabela 4.3 mostra os valores dos resultados obtidos nos ensaios de tração e dureza para todos os tempos de austêmpera estudados. Os limites de resistência e escoamento, como podem ser observados na figura 4.6 tiveram oscilações nos primeiros 30 minutos de austêmpera. Atingiram picos máximos de 1160 MPa de limite de resistência e 919 MPa de limite de escoamento. Notou-se também neste intervalo, que aos 12 minutos de austêmpera obtiveram-se os menores valores de resistência mecânica, 775 MPa de limite de resistência e 581 MPa de limite de escoamento. Após este intervalo, os resultados de resistência mecânica mantiveram-se aproximadamente constantes até os 225 minutos.

O alongamento, na figura 4.7, apresentou um acréscimo gradativo nos valores até 30 minutos de austêmpera. Aos 45 minutos notou-se uma queda sensível nesta propriedade (de 8,25% para 5,6%), porém com uma retomada aos 60 minutos de austêmpera. A oscilação se manteve até os 195 minutos de austêmpera. Após, aos 210 minutos ocorreu uma abrupta queda (de 8,2% para 4,6%) com uma pequena redução para 4,05% aos 225 minutos.

Em relação a dureza, figura 4.8, o maior valor encontrado foi de 344 HB, para o tempo de austêmpera de 3 minutos. Após, foi notado uma queda uniforme até os 12 minutos de austêmpera (280 HB). Entre 15 e 210 minutos de austêmpera os valores de dureza oscilaram entre 276 (45 minutos) e 312 HB (105 minutos). Aos 225 minutos notou-se um acréscimo significativo nos valores (de 282 para 328 HB).

A figura 4.9 mostra as micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura para um tempo de 3 minutos de austêmpera. Tais micrografias apresentam microestruturas contendo martensita e agulhas de ferrita que crescem a partir dos contornos de grão austeníticos e dos nódulos de grafita. Já a figura 4.10 mostra os aspectos de fratura dos corpos de prova de tração

ensaiados. Observou-se clivagens características de fratura frágil por toda a extensão fraturada do corpo de prova.

Tabela 4.4 – Resultados obtidos nos ensaios de tração e dureza.

Tempo (min.)	Limite Resistência (MPa)	Limite Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HB)
3	927	740	1,15	344
6	1046	717	3,05	294
9	1002	745	4,35	286
12	775	581	5,7	280
15	1088	890	8,35	304
30	1160	919	8,25	293
45	1022	873	5,6	276
60	1033	864	7,65	282
75	1092	933	8,05	289
90	1089	948	7,3	285
105	1126	979	5,9	312
120	1119	962	6,1	310
135	1099	926	8,6	306
150	1098	924	8,45	308
165	1107	943	7,95	309
180	1082	907	6,65	308
195	1074	878	8,2	295
210	1052	874	4,6	282
225	1084	948	4,05	309

As figuras 4.11 e 4.12 mostram as micrografias obtidas por microscopia ótica e eletrônica para um tempo de 150 minutos de austêmpera. As micrografias da figura 4.11 mostram a microestrutura ausferrítica. Observou-se que as agulhas de ferrita, grosseiras quando comparados as da bainita, se entrelaçam tornando difícil a observação com nitidez da austenita retida. Porém ficou claro que para esse tempo de austêmpera já não existe mais a presença de martensita. Nas micrografias da figura 4.12 obtidas por microscopia eletrônica de varredura a presença da austenita retida é mais nítida. No microscópio eletrônico de varredura, por ser um equipamento mais apropriado para análise de relevo, as agulhas de ferrita apresentam um aspecto de lamelas.

A figura 4.13 mostra as micrografias referentes aos aspectos de fratura dos corpos de prova de tração para o tempo de austêmpera de 150 minutos. Notou-se dimples por toda a extensão fraturada, não se observando clivagem ou quase clivagem.

A figura 4.14 mostra os aspectos microestruturais para um tempo de austêmpera de 225 minutos (mais longo do experimento). Não foram notadas diferenças significativas em relação ao tempo de 150 minutos de austêmpera. Já na figura 4.15, nas micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura notou-se uma estrutura mais refinada, quando comparado com a de 150 minutos de austêmpera.

A figura 4.16 mostra as micrografias referentes aos aspectos de fratura dos corpos de prova de tração para o tempo de austêmpera de 225 minutos. Notou-se um aspecto de quase-clivagem em toda extensão fraturada do corpo de provas.

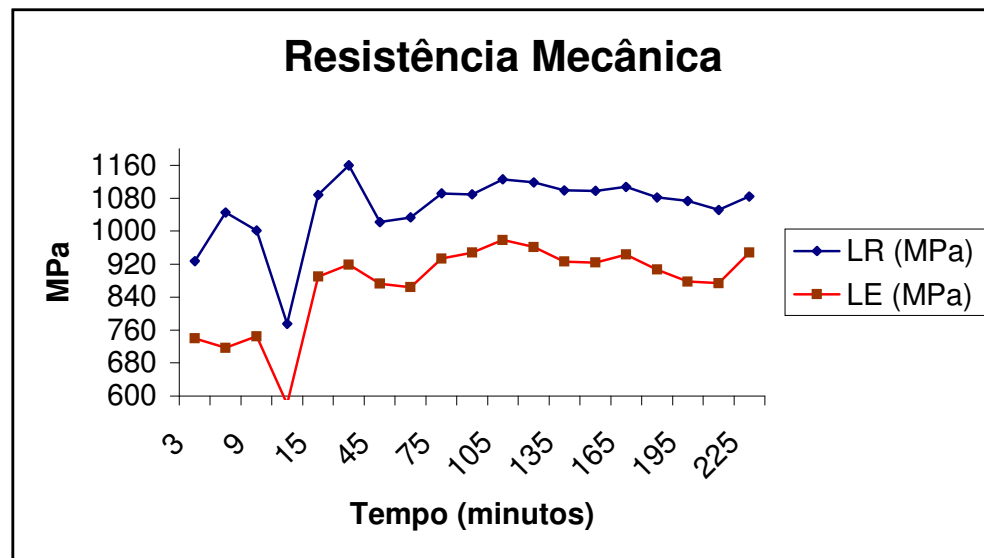


Figura 4.6 – Variação do limite de resistência e de escoamento em função tempo de austêmpera

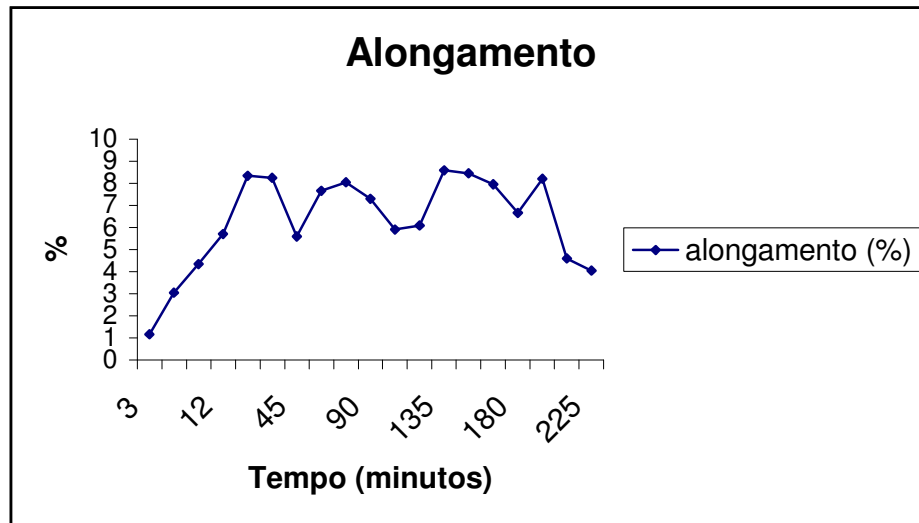


Figura 4.7 – Variação do alongamento em função tempo de austêmpera

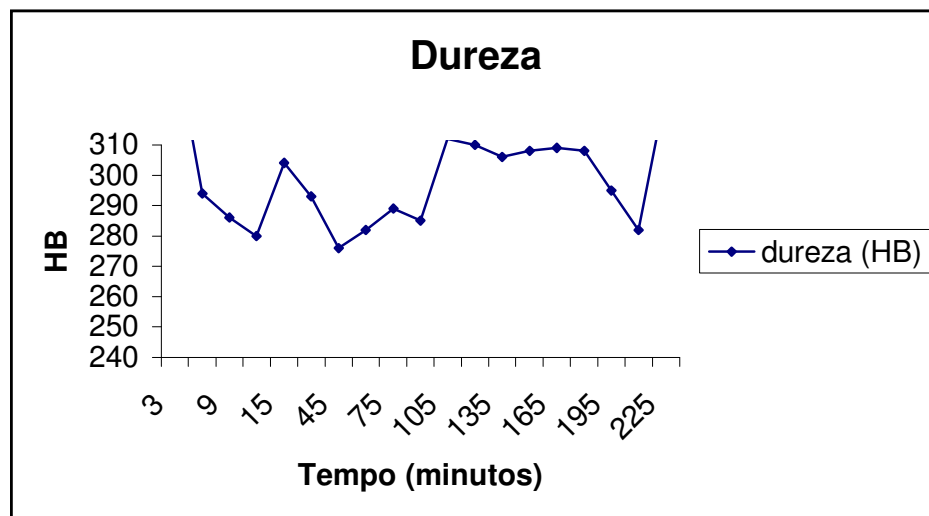


Figura 4.8 – Variação da dureza em função do tempo de austêmpera

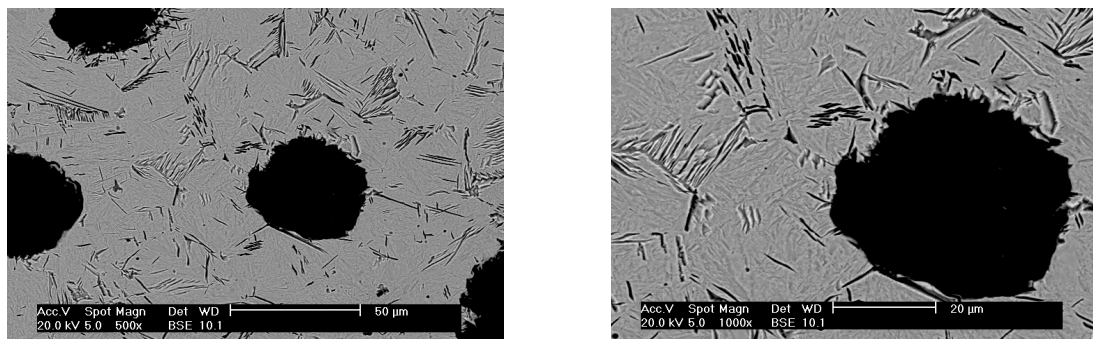


Figura 4.9 – Micrografias obtidas pelo microscópio eletrônico de varredura para baixo aumento e maior aumento respectivamente das amostras austemperadas por 3 minutos.

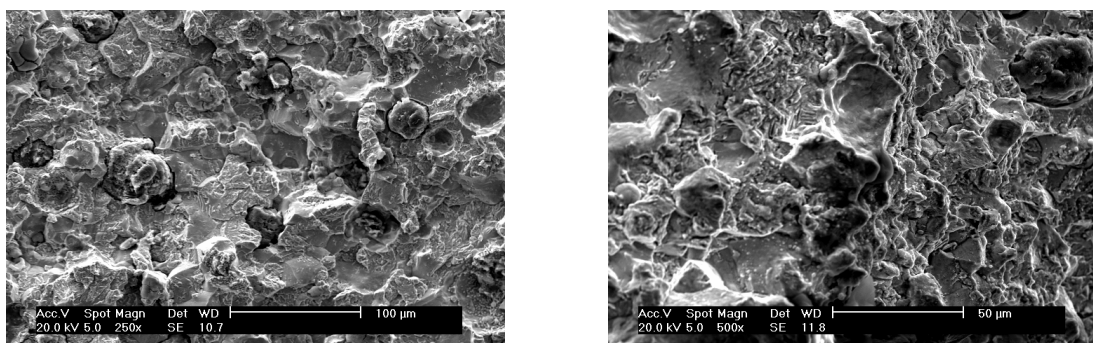


Figura 4.10 – Aspectos de fratura obtidos pelo microscópio eletrônico de varredura para baixo aumento e maior aumento respectivamente das amostras austemperadas por 3 minutos

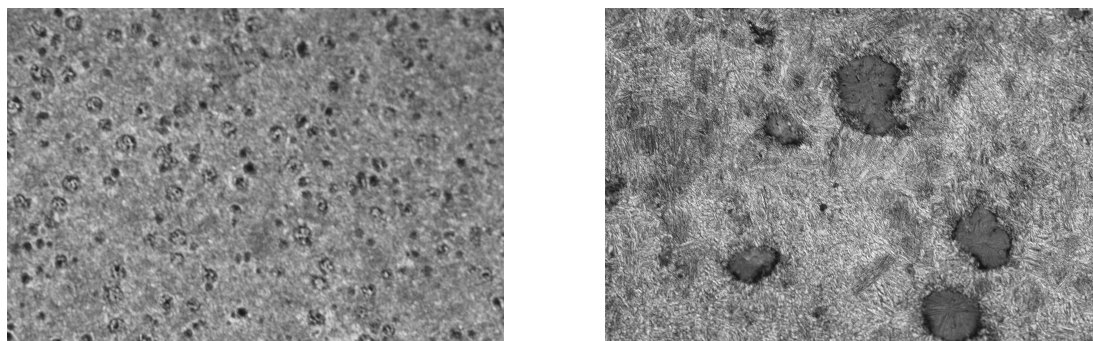


Figura 4.11 – Micrografias obtidas pelo microscópio ótica para baixo aumento e maior aumento respectivamente das amostras austemperadas por 150 minutos.

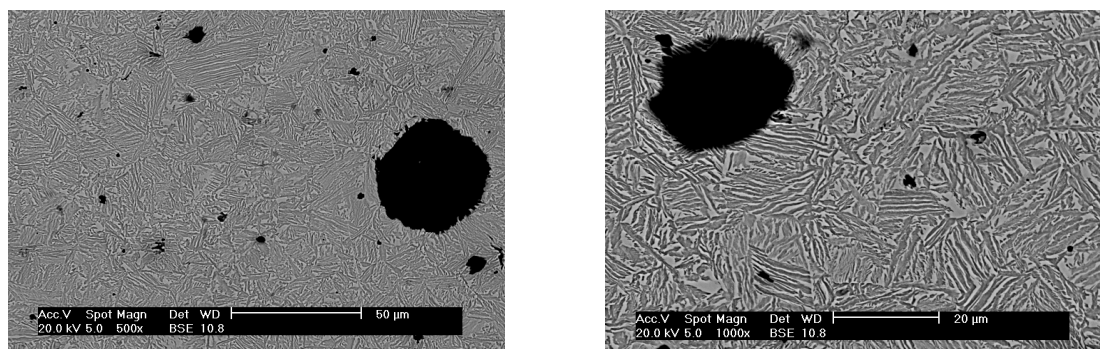


Figura 4.12 – Micrografias obtidas pelo microscópio eletrônico de varredura para baixo aumento e maior aumento respectivamente das amostras austemperadas por 150 minutos.

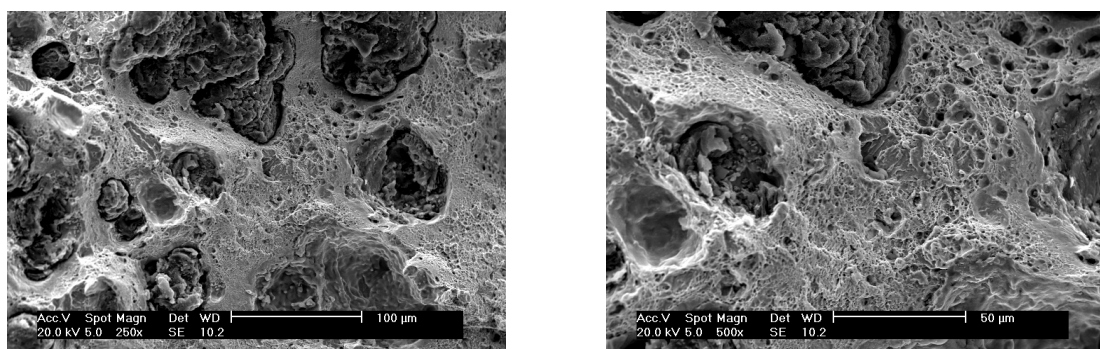


Figura 4.13 – Aspectos de fratura obtidos pelo microscópio eletrônico de varredura para baixo aumento e maior aumento respectivamente das amostras austemperadas por 150 minutos

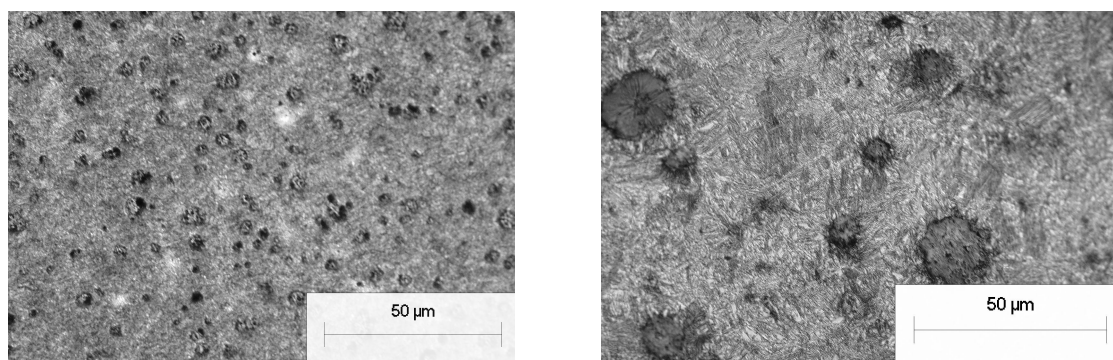


Figura 4.14 – Micrografias obtidas pelo microscópio ótica para baixo aumento e maior aumento respectivamente das amostras austemperadas por 225 minutos.

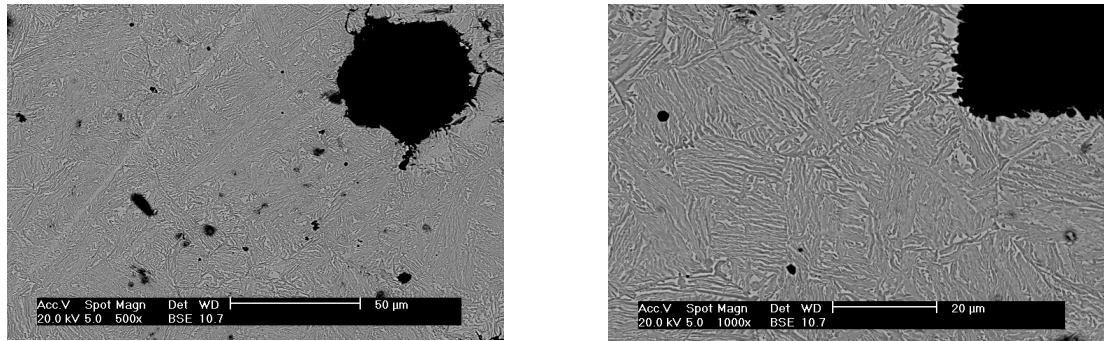


Figura 4.15 – Micrografias obtidas pelo microscópio eletrônico de varredura para baixo aumento e maior aumento respectivamente das amostras austemperadas por 225 minutos.

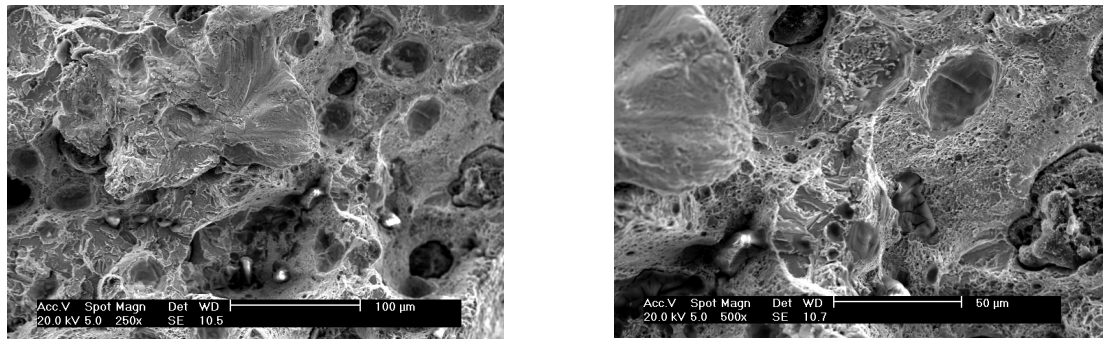


Figura 4.16 – Aspectos de fratura obtidos pelo microscópio eletrônico de varredura para baixo aumento e maior aumento respectivamente das amostras austemperadas por 250 minutos

O estudo de BAUMER et al, (1988) salienta que a temperatura de austêmpera de 370°C a auferrita formada é grosseira. Nesta temperatura, a reação de austêmpera inicia-se em tempos mais curtos de manutenção, restringindo o aparecimento de martensita. A martensita somente aparecerá com a interrupção da austêmpera logo no seu início. A 370°C é possível determinar com facilidade a “janela de processo”, pois o início do segundo estágio se dá em tempos maiores do que a baixas temperaturas. Segundo SIKORA et al, (1991) em altas temperaturas a quantidade de austenita estável pode chegar a 25%. Essas temperaturas são suficientes para promover a difusão do carbono da ferrita em formação para a austenita remanescente.

HARDING, (1991) realizou estudos sobre a variação de temperatura de austêmpera no limite de resistência a tração, no alongamento e na dureza em dois ADI's, contendo 2 e 2,9% de silício, para um tempo de austêmpera de uma hora. A 375°C obteve-se como resultado limites de resistência da ordem de 1000 a 1100 MPa, dureza da ordem de 280 a 330 HB e alongamento na ordem de 9%. Tais valores ficaram muito próximos aos obtidos neste trabalho. Além disso, tal estudo mostrou que o limite de resistência e a dureza diminuem rapidamente com o aumento da temperatura, enquanto que o alongamento aumenta até temperaturas próximas a 400°C.

Segundo KOVACS, (1991) as propriedades mecânicas apresentadas para cada temperatura de austêmpera estão diretamente relacionadas com as microestruturas produzidas. No ADI, quanto maior a quantidade de ferrita acicular na estrutura, maior a sua resistência mecânica e menor a ductilidade. Nas altas temperaturas de austêmpera (entre 350 e 400°C) obtém-se maior quantidade de austenita estável e menor quantidade de ferrita acicular, implicando em alta tenacidade e ductilidade, mas com resistência a tração e dureza mais baixas. Quando a austêmpera é realizada em temperaturas mais baixas, a microestrutura apresenta menor quantidade de austenita estável e maior quantidade de ferrita acicular e ainda carbonetos, dependendo da temperatura.

Segundo VOIGT et al, (1985), para temperatura de austêmpera abaixo de 350°C e acima de M_s , a difusão de carbono da ferrita acicular que está se formando para austenita é mais lenta. Como consequência, ocorreria a formação de carbonetos finamente dispersos junto a ferrita. Também foi evidenciado, por raios-x, que o teor de carbono na austenita é menor que na transformação em temperaturas mais elevadas.

O efeito do tempo de austêmpera foi menor na resistência a tração, porém mais pronunciada no alongamento e na dureza. Em tempos curtos de austêmpera, o material apresentou baixos valores de alongamento e elevados valores de dureza, provocados principalmente pela presença da martensita na microestrutura, como mostra a figura 4.9. Em trabalhos semelhantes,

BAUMER et al, (1988) e TARTERA et al, (1985) mostraram que para pequenos tempos de austêmpera a austenita não satura-se de carbono e, no resfriamento, parte da austenita não estabilizada se transforma em martensita, aumentando a dureza da peça e diminuindo a ductilidade.

BAUMER et al, (1988) estudaram a influência do tempo de austêmpera nas propriedades mecânicas de dois ADI's, sendo um sem adição de elementos de liga e outro ligado ao cobre (0,51%) e ao molibdênio (0,31%). Os comportamentos das ligas foram semelhantes, onde o limite de resistência variou de 1100 a 1150 MPa e o limite de escoamento de 750 a 830 Mpa. Os menores valores foram encontrados para os menores tempos de austêmpera, na ordem de 5 minutos. O alongamento apresentou baixos valores (da ordem de 2 a 3%) para baixos tempos de austêmpera e teve um acréscimo significativo até os 60 minutos, mantendo uma certa estabilidade com declínio mais acentuado a partir dos 240 minutos de austêmpera. Já a dureza, manteve-se alta para curtos tempos de austêmpera, caindo abruptamente até os 30 minutos e depois manteve-se estável até os 480 minutos.

Os resultados obtidos no presente trabalho foram similares aos encontrados por BAUMER et al, (1988), porém foi notado maiores oscilações de resultados ao longo dos tempos de austêmpera.

Neste trabalho, os resultados dos limites de resistência e de escoamento não foram determinantes para se obter a “janela de processo”. Notou-se, figura 4.6, uma diferença no comportamento entre os primeiros 15 minutos de austêmpera e os demais. Porém a queda abrupta que ocorreu aos 12 minutos de austêmpera impedem de afirmar se entre os 12 e 15 minutos ocorre o início da “janela de processo”. A baixa resistência aos 12 minutos de austêmpera pode estar associada a segregação do fósforo. Neste período, a microestrutura apresentou quantidades relativamente grandes de martensita.

Apesar de não serem encontrados estudos específicos sobre o efeito do fósforo com variação de tempo de austêmpera, GUEDES et al, (1993) afirmaram que para ferros fundidos maleáveis e alguns ferros fundidos nodulares ferríticos se constata um aumento de fratura intergranular para tempos crescentes de exposição nas temperaturas de austêmpera, devido à segregação de fósforo para contornos de grãos ferríticos. No caso do ADI a segregação de fósforo também deve estar ocorrendo. A constatação de que não ocorre aumento da fragilização intergranular, para maiores tempos de austêmpera (durante o primeiro estágio e durante a “janela de processo”) pode estar associada à maior distribuição de fósforo para esses tempos, pois com o crescimento da ferrita acicular, haverá maiores quantidades de interfaces em relação aos materiais ferríticos. Neste caso, é provável que a segregação do fósforo para os contornos de grãos austeníticos ocorra principalmente antes do início da transformação ausferrítica. Além disso, as interfaces ausferrita/austenita movimentam-se com a continuidade da reação de austêmpera, o que também contribui na distribuição do fósforo na matriz [GUEDES et al, (1993)].

Os baixos valores de resistência mecânica na faixa dos 12 minutos de austêmpera podem estar relacionados à segregação de fósforo neste período. Sugere-se aqui um estudo mais aprofundado, variando a concentração de fósforo e reduzindo os intervalos de austêmpera até o tempo de 30 minutos.

O crescimento da ferrita acicular a partir dos contornos de grãos austeníticos e dos nódulos de grafita, figura 4.9, está relacionado com a segregação dos elementos do ferro base, tais como o manganês e o silício, que ocorrem durante a solidificação. A segregação afeta a concentração e a mobilidade do carbono em cada região específica. Espera-se portanto, baixos teores de carbono próximos aos nódulos de grafita, onde a força motriz para iniciar a reação é maior [KOVACS, (1991)], favorecendo a formação das agulhas de ferrita próxima aos nódulos.

A dureza neste período (até 15 minutos) apresentou um acentuado declínio (figura 4.8) , indicando que a medida que o tempo de austêmpera vai se prolongando, a quantidade de ferrita acicular e austenita de alto carbono vai aumentando gradativamente e reduzindo a quantidade de martensita. Já o alongamento nesse período teve um acréscimo acentuado (figura 4.7) evidenciando mais uma vez o crescimento gradativo da estrutura ausferrítica.

As fraturas para baixos tempos de austêmpera mostraram-se com planos de clivagens característicos de fratura frágil (figura 4.9 (c) e (d)), evidenciando a presença da martensita na microestrutura.

Entre 15 e 225 minutos ocorreu uma certa estabilização, onde os valores de propriedades mecânicas mantiveram-se constantes. Os limites de resistência e de escoamento (figura 4.6) apresentaram pequenas oscilações neste intervalo, não sendo possível a observação do final da “janela de processo” através desses resultados.

Em relação ao alongamento, entre 15 e 225 minutos houve grande oscilação nos valores obtidos. Tais oscilações devem estar relacionadas com a heterogeneidade da reação de austêmpera devido a baixa contagem de nódulos. DEFOIRDT, 1991 menciona que esta é a propriedade mais afetada quando se tem heterogeneidade de microestrutura devido a baixa contagem de nódulos. Apesar da oscilação, a partir de 210 minutos de austêmpera observou-se uma tendência a queda nos valores de alongamento, o que pode indicar o final da “janela de processos”.

Os valores de dureza, a exemplo do que ocorreu com o alongamento também apresentaram acentuadas oscilações neste período (figura 4.8), porém para o tempo de 225 minutos observou-se um aumento significativo na dureza, podendo também ser um indício do final da “janela de processo”.

Comparando-se as micrografias obtidas para 150 minutos (figuras 4.11 e 4.12) com as obtidas para 250 minutos de austêmpera (figura 4.14 e 4.15) não foi possível determinar se o

segundo estágio da reação de austêmpera já havia iniciado. A resolução obtida nas micrografias não permitem evidenciar as agulhas de ferrita dos carbonetos bainíticos. Entretanto, a microestrutura mais refinada das amostras com 250 minutos de austêmpera é um indicativo do segundo estágio da reação.

Nas fraturas, figuras 4.13 e 4.16 nota-se uma significativa mudança no micromecanismo. Para um tempo de austêmpera de 150 minutos o micromecanismo é de microcavidade (“dimples”) e para um tempo de 225 minutos é de quase-clivagem, ou seja, tendendo a uma fratura frágil. Esta mudança de mecanismo é também um forte indicativo de que o segundo estágio da reação de austêmpera já tenha se iniciado com 225 minutos de austêmpera.

Baseado nos resultados e nas análises realizadas acima pode-se concluir que os limites de resistência e de escoamento e o alongamento indicam que com aproximadamente 15 minutos de austêmpera têm-se o início da “janela de processo”. Os valores de alongamento indicam também, que o fechamento da “janela de processo” ocorra com aproximadamente 210 minutos. Já os valores de dureza apontam para o fechamento da “janela” aos 225 minutos. Porém como os valores de dureza oscilaram muito durante todo o experimento é menos provável que tal fechamento ocorra neste tempo.

Conclui-se também que as oscilações apresentadas tanto em resistência mecânica como em alongamento e dureza no intervalo de 30 a 210 minutos devem estar relacionados aos aspectos de microestrutura do material bruto de fusão. Como já mencionado, o distanciamento entre os nódulos interfere diretamente na cinética de reação de austêmpera devido as segregações existentes no material bruto de fusão (principalmente do manganês).

É importante ressaltar que neste trabalho não foi possível determinar as quantidades de cada microconstituente, pois o “entrelaçamento” da ferrita acicular em meio a austenita impossibilita chegar a resultados precisos utilizando técnicas de reticulados de fases através de

microscopia ótica. Porém vários outros autores realizaram estudos utilizando outras técnicas para determinar a austenita retida. LIN et al, 1994 utilizaram uma técnica de medição de resistividade elétrica em várias ligas de ADI para cada fração de volume de austenita retida para vários tempos de austêmpera a 400°C. Os resultados mostraram que os valores de resistividades permanecem constantes no período entre 15 e 180 minutos de austêmpera para o ADI sem adição de elementos de liga. Notou-se que esses valores se aproximam muito dos valores encontrados para a “janela de processo” do presente trabalho.

COSTA et al, 1995 determinaram em seus estudos os intervalos de tempo e temperatura de austêmpera que proporcionam as melhores combinações de resistência e ductilidade para um ADI ligado ao cobre-níquel-molibdênio. Utilizou-se temperaturas de austêmpera entre 270 e 370°C, por tempos que variaram de 15 minutos a 4 horas. A cinética de transformação da austenita foi acompanhada por ensaio de tração, impacto, dureza e por microscopia ótica e eletrônica. Os resultados mostraram que a janela de processo a temperatura de 370°C está entre 60 e 120 minutos, onde o limite de resistência variou de 1025 a 1050 MPa, limite de escoamento de 717 a 722 MPa, alongamento de 6,8 a 8,0 %, resistência ao impacto de 121 a 134 MPa e dureza de 27 a 28 HRC. Por tratar-se de um ADI ligado, os resultados desse experimento diferem um pouco dos resultados obtidos nesse estudo.

5. CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos, chegou-se as seguintes conclusões:

♦ **Para o ferro fundido nodular bruto de fusão**

1. Os teores de elementos químicos presentes no ferro fundido estudado não causaram heterogeneidades significativas na microestrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular bruto de fusão.
2. Os valores de limite de resistência e alongamento evidenciaram que o ferro fundido em estudo aproximou-se mais de uma classe FE 5015. A razão que levou a esse incremento deve-se ao elevado teor de perlita na região central do bloco Y, de onde foram retiradas as amostras para exame metalográfico.
3. O aumento da porcentagem de perlita de 10%, na superfície, para 30%, na região central do bloco Y, foi atribuído a baixa contagem de nódulos nesta região, pois com o aumento da distância entre os nódulos de grafita, maior será a dificuldade de grafitização secundária, favorecendo a formação de colônias de perlita.
4. O baixo número de nódulos de grafita no ferro fundido estudado, possivelmente está associado à baixa eficiência do inoculante utilizado. Pode ter ocorrido fadiga térmica do inoculante entre a inoculação e a solidificação. Este tempo não foi uma variável estudada neste trabalho.

♦ **Para o ferro fundido após tratamento térmico de austêmpera**

1. As análises metalográficas e os resultados dos ensaios mecânicos mostraram que a “janela do processo” para o ferro fundido nodular estudado, na temperatura de austêmpera de 370°C, se encontra no intervalo de tempo de 15 a 210 minutos.
2. Os resultados de limites de resistência e de escoamento não foram determinantes para obter o início da “janela de processo”, devido à queda abrupta ocorrida aos 12 minutos de austêmpera. Porém tais resultados foram determinantes para afirmar que o final da “janela de processo” ocorre aos 210 minutos de austêmpera.
3. Os valores do alongamento apresentaram grandes oscilações que devem estar relacionados a heterogeneidade de propagação da reação de austêmpera devido a baixa contagem de nódulos.
4. A partir de 10 minutos de austêmpera observou-se maiores valores de alongamento, que apesar da oscilação, mantiveram-se com a mesma tendência até 210 minutos de austêmpera. Após este tempo notou-se uma tendência a queda nos valores.
5. Os valores de dureza tiveram oscilações acentuadas. Aos 225 minutos observou-se um aumento significativo nos valores dessa propriedade. Porém, tais resultados não foram determinantes para identificar o início e o final da “janela de processo”.
6. A análise microestrutural permitiu identificar o segundo estágio da reação, ou seja, após a “janela de processo”. Nesta condição a microestrutura apresentou-se mais refinada, evidência da precipitação de carbonetos.
7. Nas fractografias analisadas nota-se uma significativa mudança no micromecanismo de fratura. Para um tempo de austêmpera de 150 minutos o micromecanismo é de microcavidade (“dimples”) e para um tempo de 225 minutos é de quase-clivagem, ou

seja, tendendo a uma fratura frágil. Esta mudança de mecanismo é também um forte indicativo de que o segundo estágio da reação de austêmpera já tenha se iniciado com 225 minutos de austêmpera

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Durante o desenvolvimento do presente trabalho, algumas informações mostraram-se relevantes para a complementação e melhor compreensão do estudo dos ferros fundidos nodulares austemperados, ficando as seguintes sugestões para futuros trabalhos:

- Variar a concentração de fósforo no ferro nodular e estudar mais detalhadamente a fragilização provocada por esse elemento para baixos tempos de austêmpera;
- Repetir o trabalho usando inoculantes considerados mais eficientes, contendo cério ou estrôncio, por exemplo;
- Trabalhar com outros patamares isotérmicos para uma mesma liga de ferro fundido e traçar comparativo com os resultados do presente trabalho;
- Repetir o trabalho usando ferro fundido ligado ao cobre, molibdênio e/ou níquel e traçar comparativos com os resultados do presente trabalho;
- Estudar a cinética de reação de austêmpera através de técnicas de difração de raios-x e de resistividade elétrica.

- LERNER, Y. S.; RIABOV, M. V.; BARSTON, M. e COPI, K. Inoculação em ferros fundidos: uma revisão dos métodos. *Modern Casting*, junho 1999.
- MELO, G. H. T. e CARMO, D. J. Correlação entre microestrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido com grafita esferoidal. Itaúna: *CETEF*, 1992. 35p. il.
- NASCIMENTO, D. e WARMLING, G. Ferros Fundidos. *Sociedade Educacional de Santa Catarina*. Joinville – SC, fevereiro 1998.
- PIESKE, A.; CHAVES, L. M. e REIMER, J. F. Ferros fundidos cinzentos de alta qualidade. *Sociedade Educacional de Santa Catarina*, Joinville – SC, n.4, 1985.
- REIMER, J. F. Metalurgia dos ferros fundidos cinzento e nodular. *Fundição Tupy S.A.*, Joinville, 1985.
- SANTOS, A. B. S. e BRANCO, C. H. C., Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. *Instituto de Pesquisas Tecnológicas*, n.3, 1989.
- SETTI, D.; SCOTON, A. e RESENDE, L.M.M. Influência do tratamento térmico de austêmpera em ferro fundido nodular GGG40. *Universidade Estadual de Ponta Grossa*, agosto, 1995.
- SIEGEL, M. Ferro fundido nodular: sua metalurgia. *ABM – Fundição*, n.12, 1981.
- SIKORA, J. A.; DALLIO, H.A. e URIBURU, G. ADI in Argentina. *World Conference on Austempered Ductile Iron*. American Foundrymen's Society, inc, Chicago, v.1, p.75-89, 1991.
- TARTERA, J.; MARSAL, M. e SIMÓN, J. Ferro fundido nodular austemperado (ADI), um novo material para o futuro. *Fundición*, nov/dez, Barcelona, p.29-37, 1985.

- THOMSON, R. C.; JAMES, J. S. e PUTMAM, D. C. Modelling microstructural evolution and mechanical properties of austempered ductile iron. *Materials Science and Technology*, v. 16, nov-dec., 2000.
- TRUDEL, A. e GAGNE, M. Effect of composition and heat treatment parameters on the characteristics of austempered ductile irons. *Canadian Metallurgical Quarterly*, v.36, n.5, p.289-298, 1997.
- VACARI, J. A. Cresce o interesse por fundidos em ADI nas indústrias. *Máquinas e Metais*. São Paulo, v.26, n.297, p. 60-65, out. 1990.
- VOIGT, R.; LEE, Y. H. e TU, C. Use of hardenability data to determine alloy requirements for austempered ductile iron. *World Conference on Austempered Ductile Iron*. American Foundrymen's Society, inc, Chicago, v.2, p.479 - 514, 1991.
- DIN 50125. Corpos de prova de tração. Deutsche Norm, abr.1991.
- MB 1512. Ferro fundido nodular e ferro fundido maleável – contagem de nódulos de grafita. ABNT, mai. 1990.
- NBR 6593. Forma, distribuição e tamanho de grafita do ferro fundido nodular. ABNT, abr. 1981.
- NBR 6152. Materiais metálicos – determinação das propriedades mecânicas de tração. ABNT, out. 1992.
- NBR 6916. Ferro fundido nodular e ferro fundido com grafita esferoidal. ABNT, out. 1981.
- NBR 13284. Preparação de corpos de prova para análise metalográfica. ABNT, abr. 1995.
- NM 187-1:99, Materiais metálicos – Dureza Brinell, parte 1: medição da dureza Brinell. ABNT, 1999.